ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи

Швецов

Олег Викторович

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Д16 И 1953

Специальность 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
д.т.н., проф. Кондратьев С.Ю.

Санкт-Петербург - 2014

Содержание

Стр.

Введение 6

ГЛАВА I. Анализ современного состояния материалов для изготовления буровых установок и бурильных труб в нефтегазодобывающей отрасли промышленности 13

1.1. Конструктивные и эксплуатационные особенности буровых установок и бурильных труб 13

1.1.1. Современные технологии бурения нефтяных скважин 13

1.1.2. Конструкции буровых колонн и условия эксплуатации бурильных труб 15

1.2. Характер эксплуатационных повреждений бурильных труб и требования к материалам, применяемым для их изготовления 18

1.3. Металлические материалы, применяемые для изготовления бурильных труб 24

1.3.1. Традиционно применяемые материалы 24

1.3.2. Новые перспективные металлические материалы для применения в нефтегазовой отрасли промышленности 28

1.4. Структура и свойства алюминиевых сплавов, используемых в нефтегазодобывающей промышленности 31

1.4.1. Сплавы системы Al-Cu-Mg 31

1.4.2. Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu 33

1.5. Способы повышения работоспособности бурильных труб из сплавов на основе алюминия 35

1.6. Цель работы и постановка задач исследования 37

ГЛАВА II. Материал и методика исследования 39

2.1. Материал исследования 39

2.2. Обоснование выбора температурно-временной области исследования 40

2.3. Термическая обработка 42

2.4. Изготовление и схема вырезки образцов для исследования 42

2.5. Исследование микроструктуры и фазового состава 44

2.6. Испытания механических свойств 44

2.7. Измерение электрохимического потенциала 45

2.8. Оценка коррозионной стойкости 45

ГЛАВА III. Анализ повреждений буровых труб после эксплуатации 47

3.1. Исследование структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т 47

3.2. Исследование структуры и свойств бурильных труб из сплава 1953Т1 57

3.3. Заключение по главе III 66

ГЛАВА IV. Исследование влияния технологического нагрева при изготовлении сборных бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 69

4.1. Изменение структуры и свойств сплава Д16Т после технологического нагрева 69

4.1.1. Структура и фазовый состав 69

4.1.2. Механические свойства 76

4.2. Изменение структуры и свойств сплава 1953Т1
после технологического нагрева 77
4.2.1. Структура и фазовый состав 77
4.2.2. Механические свойства 83
4.3. Заключение по главе IV 85
ГЛАВА V. Исследование влияния параметров технологии изготовления и условий эксплуатации бурильных труб на структурную стабильность и изменение свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 87
5.1. Изменение структуры и свойств сплава Д16Т
после технологического и эксплуатационного нагревов 87
5.1.1. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на структуру и фазовый состав сплава 87
5.1.2. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на механические свойства сплава 90
5.2. Изменение структуры и свойств сплава 1953Т1
после технологического и эксплуатационного нагревов 92
5.2.1. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на структуру и фазовый состав сплава 92
5.2.2. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на механические свойства сплава 95
5.3. Заключение по главе V 98
ГЛАВА VI. Исследование влияния коррозионно-активной среды

нефтегазовых месторождений на эксплуатационную стойкость алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 100

6.1. Влияние коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений на характер коррозии и механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1 100

6.2. Стойкость против коррозионного растрескивания и контактной коррозии сплавов Д16Т и 1953Т1 в среде нефтегазовых месторождений 106

6.3. Заключение по главе V 119

Общие выводы 120

Библиографический список 123

Введение

В настоящее время в связи с исчерпанием легко добываемых ресурсов нефти и газа (неглубокое залегание месторождений) нефтегазовому комплексу приходится осваивать месторождения на больших глубинах, применять наклонно-горизонтальное или глубоководное бурение. Современные технологии бурения рассчитаны на повышение мощности оборудования или на применение альтернативных стали материалов. Область повышения мощности приводных механизмов довольно ограничена и экономически не целесообразна. Применение альтернативных стали материалов наиболее экономически выгодно за счет обширного спектра металлических материалов. Сложность в этом случае заключается в обоснованном выборе материала. Одной из таких альтернатив являются алюминиевые сплавы, опытное применение которых началось в 1960-м году. За прошедшие годы опыт применения высокопрочных алюминиевых деформируемых сплавов для изготовления бурильных труб в нефтяной и газовой промышленности показал их значительные преимущества по сравнению со сталью. Одним из главных достоинств алюминиевых труб является низкий удельный вес и более высокая удельная прочность. Последнее имеет особое значение в современных условиях, когда возрастает необходимость разработки новых залежей, располагающихся на больших глубинах и в более сложных геологических пластах. Однако до настоящего времени применение алюминиевых сплавов является ограниченным, что связано с консерватизмом нефтяной и газовой промышленности и, главное, отсутствием практических рекомендаций по технологическим параметрам изготовления и допустимым условиям эксплуатации бурильных труб из алюминиевых сплавов. Таким образом, разработка и обоснование практических рекомендаций по технологии изготовления и условиям эксплуатации бурильных труб из алюминиевых сплавов является актуальной задачей, решение которой позволит повысить долю использования этих

материалов в нефтегазодобывающей отрасли и увеличить ресурс оборудования, изготавливаемого из них.

Для изготовления бурильных труб из алюминиевых сплавов в настоящее время ограниченно используют сплавы марок Д16, 1953 и, менее всего, АК-4. Сплавы Д16 и 1953 относятся к деформируемым термически упрочняемым, причем 1953 после закалки подвергается искусственному старению, а Д16 – естественному.

Бурильные трубы из алюминиевых сплавов изготавливают сборными, используя для соединения труб стальные замки, которые навинчиваются горячей посадкой. В результате такой технологической операции происходит нагрев материала замка и трубы. Стальной замок нагревается до температуры ~ 300 °С, а алюминиевая труба – до 200-250 °С. Длительность выдержки материала трубы в области этих температур составляет 5-10 мин. Для алюминиевых сплавов подобные нагревы могут оказывать существенное влияние на свойства, инициируя протекание в них диффузионных процессов, приводящих к структурным и фазовым превращениям. В процессе последующей эксплуатации сборные алюминиевые бурильные трубы (со стальными замками) подвергаются длительному (до ~ 1000 ч) нагреву до температур ~ 150 °С и воздействию коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений. Жесткие условия эксплуатации также должны оказывать существенное влияние на структуру и, как следствие, свойства алюминиевых сплавов. Однако влияние перечисленных факторов на структуру и свойства алюминиевых сплавов, используемых для изготовления бурильной техники, систематически не исследовано.

Таким образом, обоснование возможности широкого применения алюминиевых сплавов для изготовления бурильных труб, а также разработка и научное обоснование практических рекомендаций по технологии изготовления и условиям эксплуатации такого оборудования в условиях разработки нефтегазовых месторождений являются важными и актуальными

задачами современного металловедения. Решение их являлось предметом исследований данной диссертационной работы.

Целью работы является разработка и обоснование практических рекомендаций для повышения эксплуатационной надежности алюминиевых сплавов в нефтегазовой промышленности на основе исследования влияния технологических параметров изготовления и условий эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.

Для достижения поставленной цели решали следующие ***задачи:***

1. Анализ повреждений отработанных бурильных труб после эксплуатации на нефтяных месторождениях.
2. Исследование влияния технологических параметров изготовления бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
3. Изучение влияния температурно-временных условий эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
4. Исследование влияния эксплуатационной среды на коррозионную стойкость бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
5. Разработка и обоснование практических рекомендаций по выбору алюминиевых сплавов для применения в нефтегазодобывающей отрасли промышленности, регламентированию технологических параметров изготовления бурильных труб и определению допустимых условий эксплуатации с целью увеличения ресурса работы бурового оборудования.

Научная новизна диссертационной работы:

– выявлены характер и последовательность трансформации структуры в деформируемых алюминиевых сплавах Д16Т и 1953Т1 при температурах 200-250 °С в интервале времени выдержки до 10 мин и последующей выдержке длительностью до 1000 ч при температуре 150 °С, т.е. в условиях, имитирующих изготовление и эксплуатацию сборных

алюминиевых (со стальным замком) бурильных труб, применяемых для разработки нефтегазовых месторождений. Установлено последовательное изменение структуры исходно искусственно состаренного сплава 1953Т1, заключающееся в непрерывном распаде твердого раствора и коагуляции интерметаллидных фаз, и значительно более сложное изменение структуры исходно естественно состаренного сплава Д16Т, заключающееся в протекании двух противоположных по характеру процессов: возврата при старении и последующего дисперсионного твердения;

– установлена различная стабильность механических свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 при изготовлении и эксплуатации бурильных труб, обусловленная разным характером структурных изменений, связанных с протеканием диффузионных процессов. Показано, что эти процессы не оказывают существенного влияния на характеристики прочности и пластичности естественно состаренного сплава Д16Т по сравнению с состоянием поставки, однако приводят к резкому разупрочнению искусственно состаренного сплава 1953Т1;

– изучен характер коррозионных повреждений при эксплуатации сборных алюминиевых бурильных труб в коррозионно-активной среде нефтегазовых месторождений. Выявлено, что алюминиевые сплавы Д16Т и 1953Т1 не проявляют склонности к коррозионному растрескиванию, но подвержены контактной коррозии, которая проявляется в месте контакта алюминиевой трубы со стальным замком. Показано, что, несмотря на отрицательное влияние коррозионной среды нефтяных скважин, алюминиевые сплавы Д16Т и 1953Т1 являются устойчивыми к эксплуатации в условиях добычи углеводородов, причем сплав Д16Т имеет значительное преимущество по коррозионной стойкости по сравнению с 1953Т1;

– экспериментально исследовано влияние оксидирования зоны контакта алюминиевых сплавов со сталью при изготовлении сборной бурильной трубы на характер и скорость контактной коррозии алюминиевого сплава в условиях эксплуатации. Показано, что оксидный слой,

формирующийся на поверхности сплава, является сплошным, характеризуется высокими защитными и изолирующими свойствами и тормозит развитие локальной коррозии алюминиевого сплава в зоне контакта со сталью.

Практическая значимость результатов работы:

– обоснована возможность применения алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 для изготовления сборных бурильных труб (со стальным замковым соединением) при разработке нефтегазовых месторождений. Показаны существенные технологические и эксплуатационные преимущества сплава Д16Т по сравнению со сплавом 1953Т1 при использовании этих материалов для изготовления бурильных труб, особенно для сложных условий эксплуатации;

– сформулированы практические рекомендации для увеличения ресурса бурильного оборудования нефтегазодобывающей отрасли, изготовленного из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1, регламентирующие технологию их изготовления и условия эксплуатации;

– получена база экспериментальных данных по результатам длительных (до 1000 ч) испытаний при температуре 150 °С в коррозионно-активной среде нефтегазовых месторождений (раствор NaCl + NaOH с pH = 11) деформируемых алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1, в том числе в контакте со стальным замком составной бурильной трубы после технологического нагрева (200-250 °С, до 10 мин) при ее изготовлении;

– показана эффективность технологической операции оксидирования зоны контакта алюминиевых сплавов со сталью при изготовлении сборной бурильной трубы для нефтегазодобывающей промышленности для повышения коррозионной стойкости алюминиевых сплавов в условиях эксплуатации.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментальное обоснование возможности применения деформируемых алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 для изготовления

сборных алюминиевых (со стальными замками) бурильных труб для разработки нефтегазовых месторождений, а также научно-обоснованные практические рекомендации по технологии изготовления и условиям эксплуатации труб для увеличения ресурса бурового оборудования.

2. Результаты комплексных экспериментальных исследований особенностей структурных изменений, фазовых превращений, деградации механических свойств и коррозионных повреждений сборных бурильных труб из деформируемых алюминиевых сплавов – исходно естественно состаренного Д16Т и исходно искусственно состаренного 1953Т1 – в зависимости от технологических параметров изготовления и условий эксплуатации труб при разработке нефтегазовых месторождений.

3. Результаты исследований процесса коррозии алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 при длительной эксплуатации в условиях коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений, в том числе в контакте со стальным замком составной бурильной трубы, а также обоснование возможности повышения коррозионной стойкости трубы за счет оксидирования зоны контакта алюминиевых сплавов со сталью.

Достоверность положений, выводов и рекомендаций диссертации обеспечиваются корректностью постановки задач исследования и комплексным подходом к их решению; большим объемом экспериментов и критическим сравнением полученных данных с результатами других авторов; использованием современных методов испытаний, аналитического оборудования; привлечением статистических методов обработки результатов.

Личный вклад автора заключается в непосредственном участии в постановке задач исследования, выборе методов испытаний материала, модернизации испытательного оборудования, проведении экспериментов, обработке и обсуждении полученных результатов и формулировании выводов, разработке практических рекомендаций для обоснованного использования алюминиевых сплавов в нефтегазодобывающей отрасли и

увеличения ресурса изготавливаемого из них оборудования.

Апробация результатов работы. Результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: Девятая Международная научно-техническая конференция "Современные металлические материалы и технологии (СММТ'11)», июнь 22-24, 2011, Санкт-Петербург; Сороковая Международная научно-практическая конференция «Неделя науки», октябрь 10-13, 2011, Санкт-Петербург; Шестнадцатая Санкт-Петербургская Ассамблея молодых ученых и специалистов май, 2012, Санкт-Петербург.

Публикации. Основные положения диссертации опубликованы в 13 работах, включая 9 статей в журналах, рекомендованных ВАК России.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, выводов, библиографического списка и приложений. Работа изложена на 132 страницах, содержит: 25 таблиц, 58 рисунков. Библиографический список включает 73 наименования.

Глава I. Анализ современного состояния материалов для изготовления буровых установок и бурильных труб в нефтегазодобывающей промышленности

1.1. Конструктивные и эксплуатационные особенности буровых установок и бурильных труб

1.1.1. Современные технологии бурения нефтяных скважин

В настоящее время в связи с исчерпанием возможностей использования месторождений неглубокого залегания и интенсивным освоением новых, в том числе более глубоких месторождений, резко усложнились условия бурения, значительно увеличилась глубина бурения, положено начало разработки горизонтальных и подводных скважин [1, 2]. Широко применявшееся ранее турбинное бурение постепенно заменяется роторным и комбинированным [3]. При современных условиях и применяемых технологиях бурения все большую роль играет общая масса буровой колонны. При увеличении массы и размеров колонны возрастают силы трения и рабочие усилия, а, следовательно, усложняется ее напряженно-деформированное состояние.

В настоящее время самым перспективным направлением в бурении является сверхдлинное бурение – бурение со сверхдлинным отходом от устья (рис. 1.1). Применение такой технологии способствует повышению дебита скважины. На данный момент максимальное отклонение от вертикальной оси колонны составляет 10480 м [4, 5].

Рекорд в сверхглубоком бурении был достигнут на Кольской скважине СГ-3 в 1993 году и составляет 12262 метра в глубину.

В табл. 1.1 представлены достижения нефтегазовых компаний, применяющих сверхглубокое и сверхдлинное бурение.

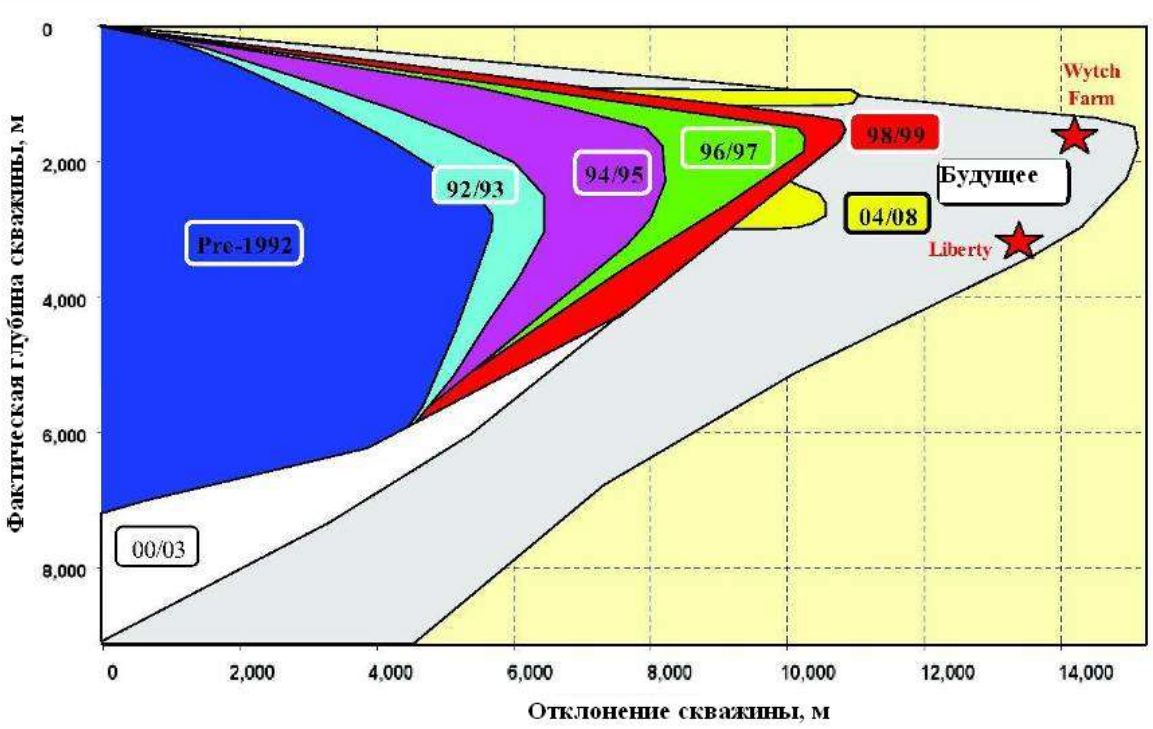


Рис. 1.1. Прогресс и ближайшие перспективы сверхдлинного бурения

Таблица 1.1. Достижения в сверхдлинном бурении

Год	**Оператор**	**Отход, км**	**Глубина, м**	**Расстояние по инструменту, м**
1998	Сахалинморнефтегаз	4,8	1619	5589
1998	BP	10,1	1605	10576
1999	Total	10,6	1656	11184
1999	BP	10,7	1637	11278
2008	Exxon	10,1	2600	11680
2008	Maersk	10,9	1062	12289
2010	Exxon	9,7	2134	11800

Применение сверхдлинных скважин позволяет работать в неблагоприятных условиях, таких как ограниченная площадь землеотвода (населённые территории, национальные парки или специальные охраняемые территории, территории чувствительные к человеческой деятельности). Сверхдлинное бурение имеет ряд преимуществ: отсутствие высоких капиталовложений в морские сооружения; максимальное использование

существующих сооружений и инфраструктуры; упрощение строительства, увеличивающее отдачу от месторождений.

Крупнейшие нефтяные компании разными путями идут к решению задачи максимизации добычи природных ресурсов [5]. Например, добыча от буровой на суше к резервуару под морской поверхностью: экологически чувствительная BP Wytch Farm; Арктика: ExxonMobil Sakhalin, BP Liberty Alaska. Альтернативный путь – одиночное морское сооружение. Подобное решение может обеспечить доступ к разработке ранее недоступных резервуаров: Калифорния – Exxon Heritage; Норвегия - Statoil Gullfaks, Hydro Oseberg; Мексиканский залив – Chevron Petronius, Shell RamPowell; Австралия – Woodside Goodwyn. Увеличение дебита скважины связано с экономически-временными показателями, к примеру, насыпной остров обошёлся бы в 330 млн. $; сверхдлинная скважина с берега стоит 150 млн. $**.**

Таким образом, из всего разнообразия применяемых в настоящее время технологий бурения и добычи природных ресурсов наиболее перспективными являются сверхглубокое и сверхдлинное бурение. Эти технологии имеют ряд специфичных особенностей и условий осуществления процессов. Важный аспект решения связанных с ними новых сложных технологических задач – технологически и экономически обоснованное и эффективное применение в бурении металлических материалов.

1.1.2. Конструкции буровых колонн и условия эксплуатации бурильных труб

Функции бурильных колонн при работе в скважине весьма многообразны. В связи с этим бурильные трубы при эксплуатации подвергаются одновременному воздействию целого ряда статических и динамических нагрузок, промывочных жидкостей и повышенных температур [1, 6-12].

При бурении глубоких скважин необходимо учитывать влияние повышенных температур. В зависимости от условий геологического разреза температура призабойной зоны на глубине 3500-7000 м может достигать 150 °С, а в некоторых случаях – 250-550 °С [5, 12].

Условия работы бурильных труб усложняются тем, что бурильная колонна в скважине с наружной и внутренней сторон находится в постоянном контакте с промывочной жидкостью, представляющей собой водную глинистую суспензию, важным параметром которой является концентрация водородных ионов.

Перспективные методы бурения и добычи нефти существенно отличаются от традиционных методов, таких как вертикальное бурение. Сверхдлинное бурение имеет ряд основных отличий, таких как:

- по конструкции бурильной колонны:

- значительное увеличение сжимающих усилий,
- потеря продольной устойчивости «баклинг» – синусоидальный или спиральный;

- по конструкции обсадной колонны:

- удлиненные секции скважины,
- преодоление сил сопротивления при перемещении колонн;

- другие отличия:

- иной механизм выноса шлама,
- эквивалентная плотность циркуляции бурового раствора (ECD) выше обычной,
- прихват бурильной колонны более вероятен.

Таким образом, основным эксплуатационным фактором при наклонном и горизонтальном бурении является влияние трения на сопротивление перемещениям и «баклинг». Направления решения возникающих трудностей при рассматриваемых методах бурения: снижение момента, увеличение грузоподъёмности установки или снижение веса труб, применение материалов повышенной прочности, создание тонкостенных

труб или применение материалов с высокой удельной прочностью, например, алюминиевых бурильных труб. Именно в этих направлениях работают компании ENI, Statoil, BP, Total, Shell, Maersk, Chevron [5, 13]. Для увеличения параметров буровой, таких как грузоподъёмность, мощность насосов и верхнего привода, работают BP Liberty на Аляске и XOM на Сахалине [5, 14]. Компания BP работает над внедрением алюминиевых труб для бурения сверхдлинных скважин (Wytch Farm и Liberty) [5, 15].

При рассмотрении технологии горизонтального бурения одним из значимых моментов является момент и силы сопротивления, вызывающиеся нормальными силами [16-20]. Нормальные силы образуются за счёт: веса трубы, лежащей на нижней стенке скважины; прижимающих сил на участках изменения кривизны, связанных с натяжением колонны; прижим (давление) трубы к стенке скважины, вызванный жесткостью и зазором. Нормальная сила присутствует в формулах расчета как момента, так и трения. Для уменьшения величины момента и сил трения для экономии электроэнергии целесообразно использовать материалы, обладающие низким весом, следовательно, меньшей плотностью. Уменьшение плотности материала способствует повышению плавучести бурильной трубы в буровом растворе, снижению требований к грузоподъемности буровой установки, уменьшает износ оборудования и транспортные расходы.

Строительство скважин со сверхдлинным отходом (ССО) – практически освоенная высокоэффективная технология разработки месторождений [5, 21-25]. Технология строительства ССО требует комплексного решения проблем бурения и строительства открытого субгоризонтального ствола большой протяженности:

- момент вращения и силы сопротивления при бурении,
- очистка ствола,
- ликвидация прихватов,
- спуск хвостовика и компоновок для окончания ствола.

Применение легкосплавных бурильных труб повышенной надежности (ЛБТПН) в бурильной колонне, а также легкосплавных обсадных труб (ЛОТ) и легкосплавных насосно-компрессорных труб (ЛНКТ) является перспективным решением проблем строительства ССО и снижения затрат как операционных, так и капитальных.

Таким образом, перспективные методы бурения основаны на совершенно иных технологиях бурения. Новые решения позволяют увеличивать отдачу от скважины при снижении величины момента и сил трения при бурении. Эти инновации требуют поиска и использования альтернативных материалов с высокой удельной прочностью или увеличения мощности оборудования. Безусловно, наиболее перспективным и экономически обоснованным является выбор, опробование и применение альтернативных материалов для изготовления бурильных труб.

1.2. Характер эксплуатационных повреждений бурильных труб и требования к материалам, применяемым для их изготовления

Мировые запасы углеводородов сосредоточены не только глубоко под землей, но и скрыты под дном мирового океана. Глубины морей, на которых ведется разведка, последние 30 лет постоянно увеличивались: отметка в 1000 м глубины воды при бурении была преодолена в 1975г., а при добыче – в 1995г. Рекорд при морском бурении с райзером на сегодняшний день составляет почти 3000 м.

В настоящее время в России основным материалом для производства бурильных труб является сталь [26-28]. В частности, наиболее используемые трубы группы прочности Е производятся из стали марок 32Г2ПКА и 32Г2А (Трубная Металлургическая Компания). Эти материалы относятся к группе марганцево-кремниевых сталей. В их состав входит достаточно большое количество углерода и марганца и относительно небольшое количество хрома (или полное его отсутствие). При таком сочетании основных

легирующих компонентов стали склонны к коррозионному растрескиванию и питтинговой коррозии [29-31]. Однако основной проблемой сталей, применяемых для изготовления бурильных установок, является водородное охрупчивание и чрезвычайно низкая стойкость к коррозии под напряжением в среде, содержащей H_2S [31].

Кроме водорода, вредное влияние на сталь оказывают ионы хлора [32]. В среде, содержащей ионы хлора, к коррозии под напряжением склонны даже нержавеющие стали аустенитно-ферритного класса легированные никелем и, тем более, стали марганцево-кремниевой группы, применяемые в настоящее время для изготовления бурильных труб.

Следовательно, серьезной проблемой большинства сталей, используемых для буровых установок, (за исключением некоторых нержавеющих сталей) является водородное охрупчивание и коррозия под напряжением в агрессивных средах и, особенно, в средах, содержащих H_2S.

В связи с этим актуальной задачей является замена сталей при изготовлении буровых труб альтернативным материалом, обладающим, наряду с высокими механическими свойствами, большей коррозионной стойкостью. Анализ опубликованных результатов исследований показывает, что перспективными в этом отношении являются алюминиевые сплавы. Ниже проводится сравнение склонности сталей и алюминиевых сплавов к различным типам коррозии, а также характера их коррозионных повреждений [6, 32, 33-35].

Общая коррозия:

стали: коррозионные процессы проявляются интенсивно при работе в среде сильных кислот за счет растворения основы материала (особенно, в результате кислотной обработки);

алюминиевые сплавы: данный вид коррозии имеет место, но проходит с низкой скоростью в широком интервале PH (от 3 до 11). Отдельные алюминиевые сплавы могут проявлять стойкость в коррозионных средах с более широким интервалом pH по сравнению со сталями.

Питтинговая коррозия:

стали: питтинговая коррозия более опасна, чем общая коррозия, т. к. ее сложнее обнаружить, предупредить и предсказать. Питтинговая коррозия наблюдается в средах, содержащих CO_2 и H_2S, с высокой концентрацией хлоридов (например, NaCl в морской воде). Коррозия может усиливаться с повышением температуры в среде с низкими значениями pH (кислая среда). Данный вид коррозии может привести к сквозной коррозии труб. Стали с высоким содержанием хрома и молибдена более стойки к этому типу коррозии;

алюминиевые сплавы: это наиболее типичный вид коррозии для алюминия и его малолегированных сплавов в атмосферных условиях и в нейтральных водных растворах. Данный вид коррозии характерен для сплавов, содержащих медь. Для этих сплавов скорость общей коррозии низкая, но может развиваться межкристаллитная, расслаивающая и коррозия под напряжением. Чувствительность алюминиевых сплавов к питтинговой коррозии может быть уменьшена за счет введения магния и марганца по 0,5% (масс.). Процесс развития питтинговой коррозии в глубину со временем замедляется в гораздо большей степени, чем в сталях. Такая коррозия может быть заторможена в результате плакирования поверхности полуфабрикатов специальными малолегированными алюминиевыми сплавами.

Коррозия под напряжением (Коррозионное растрескивание):

стали: данный вид коррозии возникает в определенной среде под действием эксплуатационных или остаточных напряжений. Наиболее опасными средами для сталей являются растворы хлоридов (например, морская вода), особенно, при повышенных температурах (выше 50 °C). Этот тип коррозии характерен даже для аустенитной группы нержавеющих сталей. Существуют дополнительные способы борьбы с коррозией под напряжением: отжиг для снятия остаточных напряжений, приложение сжимающих напряжений;

алюминиевые сплавы: высокопрочные алюминиевые сплавы систем Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Cu, Al-Mg в некоторых структурных состояниях при совместном воздействии коррозионной среды и растягивающих напряжений подвержены коррозионному растрескиванию (КР). Этот процесс определяется составом и структурой сплава, коррозионной средой и величиной растягивающих напряжений. Разрушение носит межкристаллитный характер. Правильный выбор технологических режимов и особенно режимов старения значительно повышает сопротивление алюминиевых сплавов к КР.

Коррозия под напряжением в сероводородной среде:

стали: такой тип коррозии является наиболее опасным для нефтяной и газовой промышленности и зависит от трех основных факторов:

- уровня напряжений – определяется индивидуально для пары материал/среда, но имеется общая закономерность, заключающаяся в необходимости снижения критического уровня напряжений при повышении содержания H_2S;

- типа среды – основными факторами являются величина содержания хлоридов, H_2S и PH;

- температуры – стали наиболее чувствительны к данному типу коррозии при температуре 60-100 °C.

На склонность сталей к данному типу коррозии влияют также вторичные факторы: содержание феррита в структуре, состояние поверхности, наклеп и т.д. Коррозия протекает достаточно быстро и интенсивно;

алюминиевые сплавы: чрезвычайно низкая склонность алюминиевых сплавов к данному типу коррозии.

Межкристаллитная коррозия (МКК):

стали: для сталей процесс МКК проявляется относительно быстро и определяется состоянием микроструктуры полуфабриката (в первую очередь, включениями карбидов). Данный тип коррозии характерен для

углеродистых и высокопрочных сталей с большим содержанием углерода и карбидообразующих элементов, способствующих формированию карбидов по границам зерен. Существуют методы борьбы с этим типом коррозии сталей за счет снижения содержания углерода, дополнительного легирования и т.д.;

алюминиевые сплавы: данный вид коррозии наблюдается в сплавах средней и повышенной прочности с определенным структурным состоянием, а также характерен для свариваемых сплавов в зоне термического влияния (ЗТВ). Он возникает при пассивном состоянии тел зерен и активном состоянии их границ (например, наличие интерметаллидов по границам зерен в сплавах Al-Mg, зон обедненного твердого раствора или зон свободных от выделений в сплавах Al-Cu и Al-Zn-Mg). Существует ряд технологических приемов, позволяющих эффективно предотвращать этот вид коррозии в алюминиевых сплавах: термическая обработка, регламентирование степени пластической деформации перед старением, нанесение покрытий, плакирование.

Контактная коррозия:

стали: **в**озникает в результате электрохимических процессов при контакте стальных изделий с другими металлами. Скорость развития коррозионных процессов определяется, прежде всего, разностью электрохимических потенциалов контактирующей пары, а также средой, величиной электросопротивления в контакте и соотношением масс контактирующих изделий и т.п.;

алюминиевые сплавы: такая коррозия возникает при неблагоприятных контактах алюминиевых сплавов с другими металлами и сплавами. При контакте с более «благородными» металлами (медь, никель, серебро, свинец, железо, олово) потенциал алюминия смещается в сторону положительных значений и алюминий корродирует. Процесс может замедляться со временем (в отличие от стали).

Расслаивающая коррозия:

стали: подвержены данному типу коррозии в определенных структурных состояниях, а интенсивность ее зависит от среды и химического состава стали;

алюминиевые сплавы: проявляется как вид подповерхностной коррозии, развивающейся в направлении максимальной пластической деформации. Расслаиванию в атмосферных условиях и при воздействии морской воды, в основном, подвержены прессованные профили, плиты и нагартованные листы в определенном структурном состоянии. Данная коррозия обусловлена наличием нерекристаллизованной структуры или транскристаллитов; скоплением интерметаллидов в структуре сплавов в плоскостях, расположенных в направлении максимальной деформации.

Следовательно, и стали, и алюминиевые сплавы, в той или иной степени, подвержены коррозии. Однако для конкретных условий эксплуатации возможно подобрать сталь или алюминиевый сплав более стойкие к определенному типу коррозии. При этом характерно, что в алюминиевых сплавах, как правило, во многих средах процессы общей, контактной и питтинговой коррозии со временем замедляются в значительно большей степени, чем в сталях, где эти процессы, наоборот, часто ускоряются, в частности за счет водородного охрупчивания. Существенным преимуществом алюминиевых сплавов является более высокая стойкость к общей коррозии в гораздо большем интервале pH (от 3 до 11). Наиболее важным достоинством алюминиевых сплавов при использовании их в нефтегазовой отрасли промышленности является тот факт, что они практически не подвержены коррозии в средах, содержащих H_2S.

На основании анализа литературных данных можно заключить, что алюминиевые сплавы имеют преимущество по сравнению с углеродистыми и высокопрочными сталями по коррозионной стойкости во многих промышленных средах, в том числе – характерных для добычи нефти и газа.

Таким образом, стальные материалы имеют два наиболее значимых недостатка, ограничивающих перспективность их дальнейшего

использования в ужесточающихся условиях бурения и добычи нефти и газа, – большой удельный вес и низкую коррозионную стойкость. Технически и экономически обоснованной альтернативой сталям являются алюминиевые сплавы, имеющие, в этом отношении, ряд существенных преимуществ.

1.3. Металлические материалы, применяемые для изготовления бурильных труб

1.3.1. Традиционно применяемые материалы

Для изготовления бурильных, насосно-компрессорных труб и добычных райзеров в нефтегазовой отрасли традиционно используются стальные материалы, которые поставляются согласно российским и международным стандартам, часто повторяющим друг друга [26-28,36].

Трубы бурильные стальные универсальные (ТБСУ) с приварными замками (сварка трением) предназначены для спуска в скважину и подъема из нее породоразрушающего инструмента. Бурильные трубы применяются при бурении скважин твердосплавными и алмазными коронками, долотами всех видов, в том числе с применением забойных пневмоударников; при инженерно-геологических изысканиях; ремонте скважин и строительстве. Через бурильные трубы на забой скважины подается очистной агент, который охлаждает инструмент и выносит разрушенную породу на поверхность скважины.

Насосно-компрессорные трубы (НКТ) предназначены для непосредственной добычи из устья скважины. НКТ опускают в скважину через обсадную колонну, снизу они соединяются с электрическим насосом, а сверху – с фонтанной арматурой, которая распределяет нефть на поверхности.

Добычные райзеры представляют собой добычную колонну, предназначенную для разведки и освоения подводных месторождений нефти.

Основными российскими марками стали, используемыми для изготовления труб вышеперечисленного назначения, являются: 20Х; 30Х; 38ХМА, 40Х2Н2МА и 35Г2. Химический состав и механические свойства этих сталей приведены в табл. 1.2, 1.3.

Таблица 1.2. Химический состав сталей, используемых в нефтегазовой отрасли промышленности

Марка стали	**Химический состав, масс. %**								
	C	**Si**	**Mn**	**Ni**	**S**	**P**	**Cr**	**Cu**	**Mo**
20Х	0.17 - 0.23	0.17 - 0.37	0.5 - 0.8	до 0.3	до 0.035	до 0.035	0.7 - 1	–	–
30Х	0.24 - 0.32	0.17 - 0.37	0.5 - 0.8	до 0.3	до 0.035	до 0.035	0.8 - 1.1	до 0.3	–
38ХМА	0.35 - 0.42	0.17 - 0.37	0.35 - 0.65	до 0.3	до 0.025	до 0.025	0.9 - 1.3	до 0.3	0.2-0.3
40Х2Н2МА	0.35 - 0.42	0.17 - 0.37	0.3 - 0.6	1.35 - 1.75	до 0.025	до 0.025	1.25 - 1.65	до 0.3	0,2-0.3
35Г2	0.31 - 0.39	0.17 - 0.37	1.4 - 1.8	до 0.3	до 0.035	до 0.035	до 0.3	до 0.3	–

Таблица 1.3. Механические свойства сталей, используемых в нефтегазовой отрасли промышленности

Марка стали	**Механические свойства при 20 °С**					**Вид термообработки**
	$\sigma_в$, МПа	**$\sigma_т$, МПа**	**δ, %**	**ψ, %**	**KCU, МДж/м^2**	
20Х	780	635	11	40	590	Закалка и отпуск
30Х	850	670	17	65	1000	Закалка 850-870^{o}С, масло + отпуск 500-600^{o}С, воздух,
38ХМА	980	885	11	45	690	Закалка 850^{o}С, масло + отпуск 600^{o}С, воздух,
40Х2Н2МА	1080	930	10	45	780	Закалка и отпуск
35Г2	620	365	13	40		Закалка 870^{o}С, масло + отпуск 650^{o}С, воздух,

Зарубежные стандарты ISO 11960 / API 5CT / 5B API/ API 5DP (American Petroleum Institute) или АНИ (Американский нефтяной институт) предусматривают более широкий спектр сталей, применяемых для

изготовления труб. При этом химический состав сталей групп H40, J55, N80, P110 не регламентируется, в них лишь ограничивается содержание серы – 0,06 % (масс.) и фосфора – 0,04 % (масс.). Для эксплуатации труб в крайне неблагоприятных условиях могут применяться хромоникельмолибденовые сплавы с содержанием никеля до 50 % (масс.).

Химический состав и механические свойства зарубежных сталей, используемых в нефтегазовой отрасли, приведены в табл. 1.4 и 1.5.

Таблица 1.4. Химический состав зарубежных сталей, используемых в нефтегазовой отрасли промышленности

Группа прочности	**Химический состав, % масс.**								
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**Примеси**
C-75-1	0.50	0.45	1.90	0.03	0.03	0.50	0.50	0.15-0.40	Cu 0.50
C-75-2	0.43	0.45	1.90	0.03	0.03	-	-	-	-
C-75-3	0.38	-	0.75-1.00	0.03	0.03	-	0.80-1.10	0.15-0.25	-
C-75-9Cr	0.15	1.00	0.30-0.60	0.20	0.01	0.50	8.00-10.0	0.90-1.10	Cu 0.25
C-75-13Cr	0.15-0.22	1.00	0.25-1.00	0.20	0.01	0.50	12.0-14.0	-	Cu 0.25
L-80-1	0.43	0.45	1.90	0.03	0.03	0.25	-	-	Cu 0.35
L-80-9Cr	0.15	1.00	0.30-0.60	0.20	0.01	0.50	8.00-10.00	0.90-1.10	Cu 0.25
L-80-13Cr	0.15-0.22	1.00	0.25-1.00	0.20	0.01	0.50	12.0-14.0	-	Cu 0.25
C-90-1	0.35	-	1.00	0.20	0.01	0.99	1.20	0.75	-
C-90-2	0.50	-	1.90	0.03	0.01	0.99	Не огр.	Не огр.	-
C-95	0.45	0.45	1.90	0.03	0.03	-	-	-	-
T-95-1	0.35	-	1.20	0.20	0.01	0.99	0.40-1.50	0.25-0.85	-

Группа прочности	**Химический состав, % масс.**								
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**Примеси**
T-95-2	0.50	-	1.90	0.03	0.01	0.99	-	-	-
P-105	-	-	-	0.03	0.03	-	-	-	-
P-110	-	-	-	0.03	0.03	-	-	-	-

Таблица 1.4. (продолжение)

Q-125-1	0.35	-	1.00	0.20	0.01	0.99	1.20	0.75	-
Q-125-2	0.35	-	1.00	0.20	0.20	0.99	Не огр.	Не огр.	-
Q-125-3	0.50	-	1.90	0.20	0.20	0.99	Не огр.	Не огр.	-
Q-125-4	0.50	-	1.90	0.03	0.20	0.99	Не огр.	Не огр.	-
S-135	0.27	0.25	0.87	0.008	0.003	0.03	0.97	0.42	Cu 0.09

Таблица 1.5. Механические свойства зарубежных сталей, используемых в нефтегазовой отрасли промышленности

Группа прочности	**Предел текучести, МПа**	**Предел прочности, МПа**
H-40	276~552	414
J-55	379~552	517
K-55	379~552	655
N-80	552~758	689
C-75-1	517~620	655
C-75-2	517~620	655
C-75-3	517~620	655
C-75-9Cr	517~620	655
C-75-13Cr	517~620	655
L-80-1	552~655	655
L-80-9Cr	552~655	655
L-80-13Cr	552~655	655
C-90-1	620~724	690
C-90-2	620~724	690
C-95	655~758	724
T-95-1	655~758	724
T-95-2	655~758	724
P-105	724~931	827
P-110	758~965	862
Q-125-1	860~1035	930
Q-125-2	860~1035	930
Q-125-3	860~1035	930
Q-125-4	860~1035	930

Из табл. 1.4-1.5 следует, что международные стандарты сертифицируют разнообразный и довольно широкий диапазон сталей для нефтегазовой отрасли. Однако следует отметить, что в большинстве случаев основными компонентами, применяемыми для легирования сталей рассматриваемого назначения, являются дорогостоящие хром и никель. Другие элементы используются в меньшей степени, в основном, для придания сталям специальных свойств. Высокий уровень механических свойств сталей свидетельствует о широких эксплуатационных возможностях изделий из них для работы в различных условиях. Это связанно с жесткими требованиями, предъявляемыми к рассматриваемым изделиям.

1.3.2. Новые перспективные металлические материалы для применения в нефтегазовой отрасли промышленности

Как отмечалось выше, до настоящего времени основным материалом для изготовления бурильных труб является сталь. Несмотря на то, что еще в 1950-1960 годы в США были изготовлены и успешно использовались бурильные трубы из алюминиевых сплавов [33, 37-41], они все ещё с большим трудом находят применение в условиях рынка, ориентированного на сталь. Во многом эта ситуация связана с непониманием потребителями преимуществ использования алюминиевых сплавов, которые обладают высоким комплексом физико-механических свойств в сочетании с высокой коррозионной стойкостью. Комплекс свойств алюминиевых сплавов включает: малый удельный вес, высокую удельную прочность, немагнитность, стабильность механических свойств при низких температурах, высокую технологичность в процессе производства. При этом стоимость алюминиевых сплавов сопоставима со сталью, например, S-135 [37, 42-44]. Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов в средах с H_2S и CO_2 в 3-5 раз выше, чем сталей. Благодаря этим свойствам, бурильные трубы

из алюминиевых сплавов являются наиболее перспективными для использования в сверхдлинном бурении (рис. 1.2.).

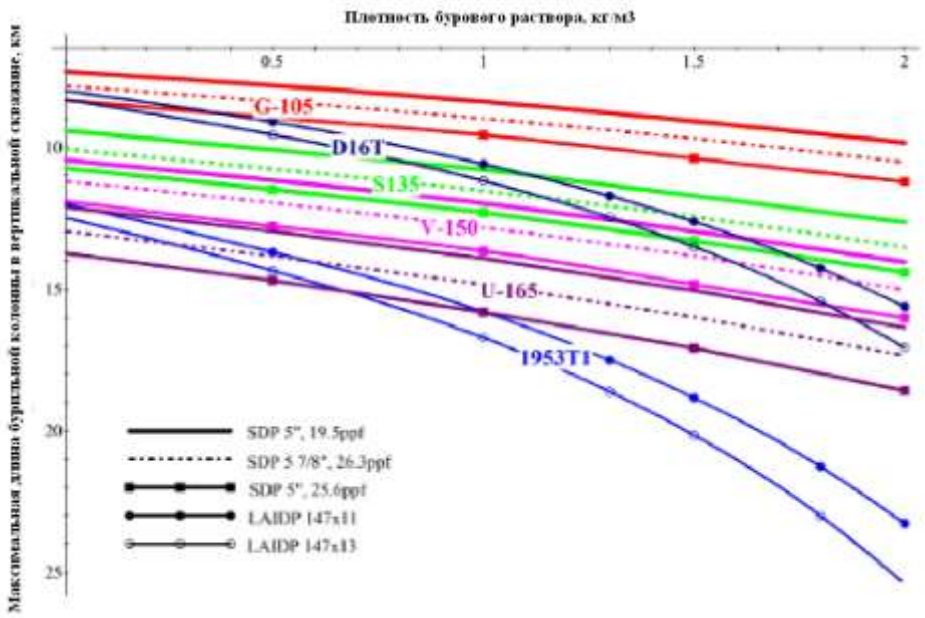


Рис. 1.2. Диаграмма перспективности применения металлических материалов для изготовления труб для горизонтального бурения

Алюминиевые сплавы имеют преимущество относительно углеродистых и высокопрочных сталей по коррозионной стойкости в средах характерных для добычи нефти [6, 11, 34, 35, 45].

Прочностные характеристики современных алюминиевых сплавов достаточно высоки и сопоставимы со значениями широко применяемых марок сталей [11, 16, 40]. При связанном сопоставлении величин прочности и удельного веса преимущества алюминиевых материалов, по сравнению со стальными, для определенных видов изделий становятся неоспоримыми, что позволяет рекомендовать их для изготовления бурильных труб группы прочности Е [17, 46, 47].

В настоящее время легкосплавные бурильные трубы успешно используются при разработке и морских месторождений, и месторождений на континентальном шельфе в Японии, США. При этом применение алюминиевых сплавов выявило ряд преимуществ: увеличение глубины бурения с буровых установок, рассчитанных на бурение стальными трубами;

высокая надежность; отсутствие коррозионных поражений при применении промывочной жидкости с pH до 10; уменьшение веса труб; возможность перехода на меньшие диаметры труб и т. д.

Таким образом, применение алюминиевых сплавов позволит в процессе добычи полезных ископаемых получить ряд преимуществ: снижение потребного момента вращения; снижение сил сопротивления; снижение скорости вращения без потери эффективности – меньше вибраций и лучше гидравлические показатели; труба с протектором – повышение продольной устойчивости, лучшее доведение нагрузки до долота; ускорение спускоподъёмных операций.

Перечисленные преимущества подтверждает сравнение технических характеристик стальной трубы 13Cr-80 и трубы из алюминиевого сплава 1953T1 (табл. 1.6).

Эксплуатационные свойства алюминиевых сплавов изменяются в широком диапазоне и определяются, в первую очередь, системой легирования, далее – способом изготовления полуфабрикатов и способом упрочнения сплава в процессе производства изделий. В зависимости от конкретных условий производства можно выбирать сплавы различного состава и использовать разную технологию их получения и обработки.

Результаты исследований [8, 48] показали, что из освоенных промышленностью простых, термически упрочняемых сплавов наиболее приемлемым для изготовления бурильных труб, работающих при повышенных температурах не выше 150 °С, является сплав Д16.

Более поздние данные [6] показали также возможность успешного использования сплава системы Al-Zn-Mg с суммарным содержанием цинка и магния около 7 % (масс.) при бурении нефтяных и газовых скважин. При температурах бурильных колонн до 120 °С этот сплав может заменить сплав Д16, обладая высокой прочностью и коррозионной стойкостью.

Таблица 1.6. Сравнительные технические характеристики бурильных труб из стали 13Cr-80 и алюминиевого сплава 1953T1

Технические характеристики бурильной трубы	**Материал трубы**	
	13Cr-80	**1953T1**
Внешний диаметр, мм	177.8	180
Проходной диаметр, мм	153.9	148
Вес, кг/м	43.2	20.6
Растягивающая нагрузка, кН	3007	3505
Внутреннее давление, МПа	56	65.3
Внешнее давление, МПа	48	51.1

В целом, анализ литературных данных позволяет считать, что для изготовления трубных конструкций наиболее перспективными материалами являются сплавы систем легирования: Al-Cu-Mg, Al-Mg-Zn, Al–Mg–Zn–Cu. Тем более, что технологические свойства этих сплавов допускают изготовление полуфабрикатов путем экструзии трубных заготовок из слитков. Способ упрочнения полуфабрикатов зависит от типа соединения труб: сварное или резьбовое.

1.4. Структура и свойства алюминиевых сплавов, используемых в нефтегазодобывающей промышленности

1.4.1. Сплавы системы Al-Cu-Mg

Свойства полуфабрикатов из сплавов системы Al-Cu-Mg в значительной степени зависят от состояния твердого раствора, т.е. от условий его формирования при закалке, стабильности и степени распада в процессе последующего старения. В отношении микроструктуры дуралюминий как многокомпонентный сплав характеризуется сложным

фазовым составом. При этом примеси железа, кремния и марганца входят в твердый раствор или находятся в связанном состоянии в форме химических соединений $AlMg_2Mn$, AlFeSiMn или AlFeCuSi и существенно не влияют на протекание фазовых превращений в сплавах. Таким образом, основными структурными составляющими сплавов являются: твердый раствор α, фазы θ ($CuAl_2$), S (Al_2CuMg), T ($Al_2Mg_2Zn_3$) и β ($MgZn_2$) (рис. 1.3.) [49, 50].

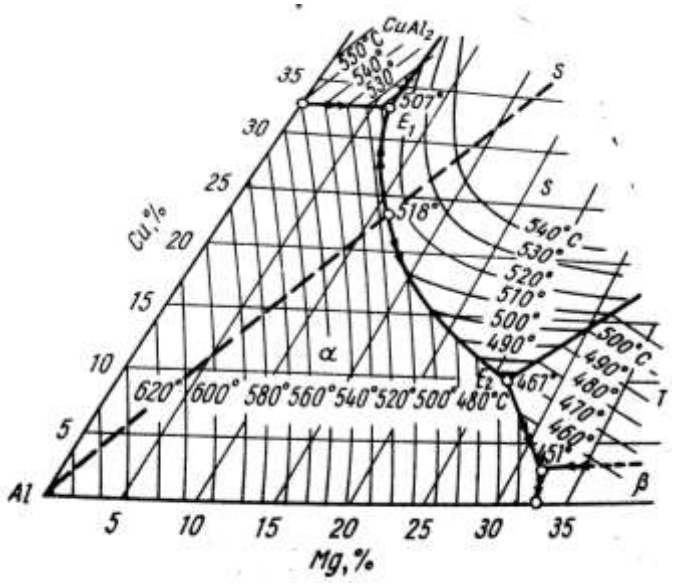


Рис. 1.3. Поверхность ликвидуса системы Al-Cu-Mg

По мере увеличения содержания магния в сплаве количество фазы $CuAl_2$ в структуре уменьшается, а количество фазы S увеличивается. В структуре сплавов с 4-5% (масс.) Cu и 1,5-2% (масс.) Mg – (Д16, ВД17, Д19) – присутствует практически одна фаза S, являющаяся основным упрочнителем.

В искусственно состаренном состоянии полуфабрикаты имеют более высокую структурную стабильность, сплавы не склонны к расслаивающей коррозии и имеют высокое сопротивление коррозионному растрескиванию в среде с NaCl. Из этого следует, что для работы при повышенных температурах такие сплавы желательно использовать в искусственно состаренном состоянии, но при этом несколько понижаются значения трещиностойкости K_{1C} и выносливости [51, 52].

Сплавы системы Al-Cu-Mg относятся к термически упрочняемым и не свариваемым плавлением сплавам. Эти сплавы применяются, в основном, в естественно состаренном состоянии, что обеспечивает хорошее сочетание характеристик вязкости разрушения, выносливости, сопротивления росту усталостной трещины [53, 54]. Прочностные характеристики в естественно состаренном состоянии могут достигать значений $\sigma_B \approx$ 340-550 МПа и $\sigma_{0,2} \approx$ 200-360 МПа. Сплавы уступают по прочности и коррозионной стойкости высокопрочным сплавам системы Al-Zn-Mg-Cu, но имеют перед ними преимущество по характеристикам выносливости и сопротивлению росту усталостной трещины.

В естественно состаренном состоянии полуфабрикаты обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью, но при нагревах до 80 °С и выше наблюдается некоторое ее снижение [6, 34, 35, 48].

В состоянии искусственного старения полуфабрикаты имеют более высокую стабильность характеристик коррозионной стойкости при нагревах, более высокие значения прочностных характеристик (особенно предел текучести), но пониженные значения вязкости разрушения и выносливости.

Для отечественной промышленности были разработаны и внедрены сплавы рассматриваемой системы легирования марок Д1, Д16, Д19, ВД17. В международной классификации подобные сплавы обозначаются серией 2XXX: к наиболее известным маркам относятся 2011, 2024, 2124.

1.4.2. Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu

Наиболее высокой прочностью среди алюминиевых сплавов обладают сплавы системы Al-Mg-Zn-Cu. Сплавы имеют сложный фазовый состав, который изменяется с понижением температуры. При температуре 480 °С сплавы лежат на границе фазовых областей α+(α+S). При 200 °С и ниже сплав попадает в четырехфазную область

α+β($MgZn_2$)+S(Al_2CuMg)+T($Al_2Mg_3Zn_3$). Следовательно, основными упрочнителями сплава являются фазы $MgZn_2$, S и T (рис. 1.4) [49, 50].

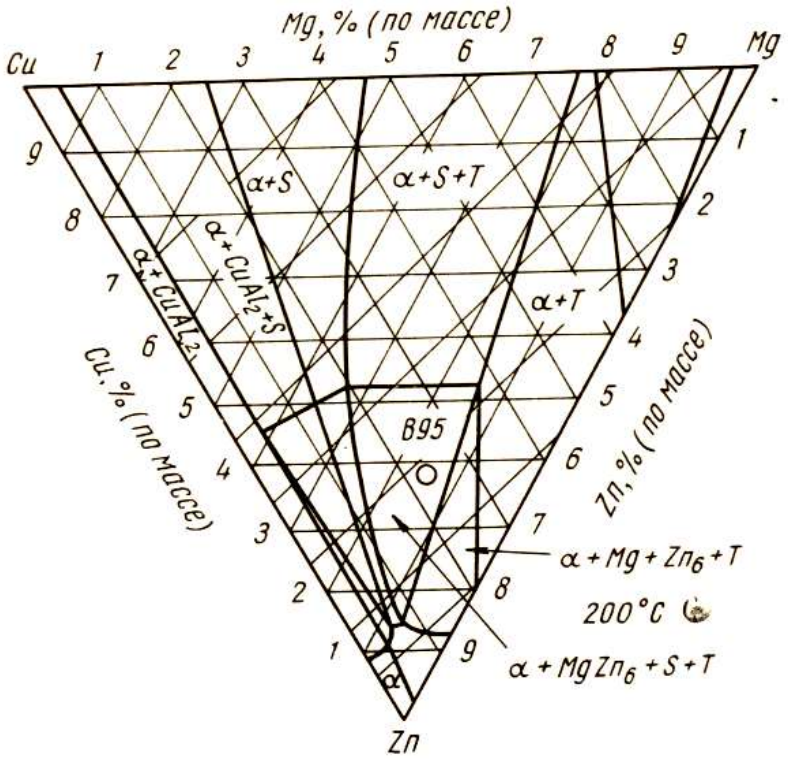


Рис. 1.4. Изотермический разрез четверной диаграммы состояния системы Al-Zn-Mg-Cu

Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu относятся к высокопрочным и применяются только в искусственно состаренном состоянии по специально разработанным режимам [50, 53, 55, 56]. В закаленном и естественно состаренном состояниях сплавы имеют низкое сопротивление коррозионному растрескиванию и расслаивающей коррозии. Сплавы на основе этой системы характеризуются максимальной прочностью (временное сопротивление разрыву – до 750-800 МПа). Всем сплавам этой группы присуща анизотропия механических и коррозионных свойств (в продольном направлении волокна все характеристики выше). По сравнению со среднепрочными сплавами высокопрочные сплавы менее пластичны и более чувствительны к надрезам и перекосам. Детали из этих сплавов должны быть выполнены с большой плавностью переходов и минимальными

концентраторами напряжений. Сплавы данной группы обладают не только высокой статической прочностью, но удовлетворительными пластичностью, трещиностойкостью и сопротивлением малоцикловой усталости [50, 51, 53, 54]. Однако эти сплавы склонны к коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии. Проблема повышения коррозионной стойкости может быть решена в результате применения такого двухступенчатого режима старения, в результате которого должна произойти коагуляция продуктов распада твердого раствора, однако нежелательным результатом этого является разупрочнение материала (на 10-15 %). В то же время, при такой термообработке полуфабрикатов возрастают значения характеристик вязкости разрушения и сопротивления развитию усталостной трещины.

Для отечественной промышленности разработаны и внедрены сплавы этой системы легирования марок В93, В95, В96. В международной классификации подобные сплавы обозначаются серией 7XXX: к наиболее известным относятся марки 7075, 7178, 7475.

1.5. Способы повышения работоспособности бурильных труб из сплавов на основе алюминия

Оценивая преимущества бурильных труб из алюминиевых сплавов по сравнению со стальными трубами, необходимо учитывать проблемы, возникающие при их использовании.

Особенностью изготовления бурильных труб является технологическая операция – горячая посадка замкового соединения, заключающаяся в следующем: к телу трубы с обоих концов с помощью резьбы при нагреве навинчиваются стальные замки [3, 16, 17, 38, 40]. Необходимость выполнения этой операции предъявляет высокие требования к теплостойкости алюминиевых сплавов. Технологический нагрев может приводить к разупрочнению материала бурильной трубы вблизи стального

замка и оказывать существенное влияние как на его механические, так и коррозионные свойства, что проявится при эксплуатации.

В процессе эксплуатации бурильной трубы на материал воздействуют, помимо нагрузок, повышенная температура и коррозионная среда – буровой раствор [1, 33, 34, 57]. Таким образом, условия эксплуатации бурильных труб также предъявляют к алюминиевым сплавам высокие требования по механическим свойствам и теплостойкости и, кроме того, сплавы должны обладать высокими износостойкостью и коррозионной стойкостью.

Износостойкость бурильных труб обычно повышают за счет утолщения стенки трубы и нанесения защитных покрытий [3, 16, 17].

Коррозионную стойкость сплавов вблизи замка повышают за счет протекторной защиты. В качестве протектора используют кольцо на стальном замке, изготовленное из электроотрицательного материала [58]. Применяют также тонкие защитные покрытия, замедляющие контактную коррозию. С коррозией в буровом растворе борются за счет покрытий и смазок [59].

Повышать теплостойкость алюминиевых сплавов, применяемых для изготовления бурильных труб, довольно проблематично. В таком случае необходимо строго регламентировать температурно-временные параметры изготовления (горячей посадки замкового соединения, монтажа) и эксплуатации бурильных труб. Соответственно, необходимо иметь достоверные данные о влиянии технологических и эксплуатационных факторов на работоспособность труб из алюминиевых сплавов. Эти знания позволят обоснованно выбирать материал для конкретных условий эксплуатации и рекомендовать допустимые условия эксплуатации для различных марок алюминиевых сплавов с целью увеличения ресурса работы бурового оборудования.

1.6. Цель работы и постановка задач исследования

На основании анализа литературных данных можно заключить, что из всего разнообразия применяемых в настоящее время технологий бурения и добычи природных ресурсов наиболее перспективными являются сверхглубокое и сверхдлинное бурение. Перспективные методы бурения основаны на совершенно иных технологиях, требующих увеличения мощности применяемого оборудования или использования альтернативных материалов для его изготовления. Более перспективным и экономически обоснованным является поиск альтернативных материалов. Возможной заменой сталям, преимущественно используемым в настоящее время для изготовления бурильных труб, являются алюминиевые сплавы. Они имеют ряд существенных преимуществ по сравнению со сталями для использования в качестве материалов бурильных труб: малый удельный вес, высокие удельная прочность и коррозионная стойкость, хорошие технологические свойства. Для изготовления трубных конструкций наиболее перспективными материалами являются сплавы систем легирования: Al-Cu-Mg, Al-Mg-Zn, Al–Mg–Zn–Cu. Технологические свойства этих сплавов допускают изготовление полуфабрикатов путем экструзии трубных заготовок из слитков.

Однако опыт использования алюминиевых сплавов и накопленные экспериментальные данные о влиянии технологических и эксплуатационных факторов на их свойства в нефтегазовой отрасли промышленности ограничены. Это не позволяет сформулировать технически обоснованные практические рекомендации для правильного выбора марки алюминиевого сплава для конкретных условий эксплуатации, регламентирования технологических параметров изготовления бурильных труб и определения допустимых условий эксплуатации для различных марок сплавов с целью увеличения ресурса работы бурового оборудования.

В связи с этим **целью** работы являются разработка и обоснование практических рекомендаций для повышения эффективности использования алюминиевых сплавов в нефтегазовой промышленности на основе исследования влияния технологических параметров изготовления и условий эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.

Для достижения поставленной цели решали следующие **задачи**:

1. Анализ повреждений отработанных бурильных труб после эксплуатации на нефтяных месторождениях.
2. Исследование влияния технологических параметров изготовления бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
3. Изучение влияния температурно-временных условий эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
4. Исследование влияния эксплуатационной среды на коррозионную стойкость бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1.
5. Разработка и обоснование практических рекомендаций по выбору алюминиевых сплавов для применения в нефтегазодобывающей отрасли промышленности, регламентированию технологических параметров изготовления бурильных труб и определению допустимых условий эксплуатации с целью увеличения ресурса работы бурового оборудования.

Глава II. Материал и методика исследования

2.1. Материал исследования

В качестве материала исследования при выполнении работы использовали алюминиевые сплавы марок Д16Т [60] и 1953Т1 [61] систем компонентов Al-Mg-Cu и Al-Mg-Zn-Cu соответственно. Анализ литературных данных позволил заключить, что эти сплавы являются наиболее перспективным для изготовления бурильных труб взамен сталей. При выборе конкретных марок сплавов руководствовались следующим.

Образцы для исследований вырезали в продольном направлении из деформированных заготовок бурильных труб Ø 147 мм и толщиной стенки 13 мм из алюминиевых сплавов марок Д16Т и 1953Т1. 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 – закалка от 480 °С в воде + искусственное старение при 125 °С длительностью 24 ч.

В табл. 2.1. представлен химический состав выбранных материалов, а в табл. 2.2. – механические свойства исследованных сплавов.

Таблица 2.1. Фактический и стандартный химический состав исследованных сплавов Д16Т и 1953Т1

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.	1,20-1,80	0,30	0,30-0,90	3,80-4,90	-	-	0,10	0,50	0,50
1953Т1	фактический	осн.	2,60	5,70	0,17	0,45	0,02	0,19	0,05	0,10	0,05
	ТУ1-2-592-2003	осн.	2,00-3,00	5,60-6,20	0,10-0,30	0,40-0,80	≤ 0,10	0,15-0,25	0,02-0,10	≤ 0,25	≤ 0,20

Таблица 2.2. Эксплуатационные характеристики исследованных сплавов

Характеристика	Ед. изм.	Величина показателя	
Марка сплава	-	Д16Т	1953Т1
Предел прочности, min	МПа	460	530
Предел текучести, min (0,2% метод смещения)	МПа	325	480
Расчетная плотность	Кг/м^3	2180	2820
Относительное удлинение, min	%	12	7
Относительное сужение, min	%	18-20	14-15
Модуль упругости: E G	МПа x 10 $^{-5}$	 0,72 0,26	 0,70 0,275
Рабочая температура, допустимая	°С	160	120

2.2. Обоснование выбора температурно-временной области исследования

На основе анализа литературных данных о параметрах изготовления и условиях эксплуатации современных буровых установок и бурильных труб в нефтегазодобывающей отрасли промышленности (Глава I) можно определить две принципиально важные температурно-временные области, оказывающие влияние на материал, используемый при изготовлении бурильных труб [62] (технологические факторы) и их применении при разработке нефтегазовых месторождений (эксплуатационные факторы).

Технологические факторы. Для соединения бурильных труб при изготовлении бурильной колонны используют стальные замки, которые навинчиваются горячей посадкой, т.е. нагрев происходит не только материала замка, но и материала трубы. Нагрев замка осуществляется до температуры 300 °С. Материал трубы при этом прогревается до температур 150-250 °С, а продолжительность нагрева составляет 5-10 минут.

Эксплуатационные факторы. Во время эксплуатации бурильного инструмента происходит его нагрев за счет температуры окружающей среды и большой скорости прохождения бурильного раствора по трубе. Температура нагрева трубы в этом случае достигает 75-150 °С, а длительность воздействия определяется продолжительностью работы буровой колонны, т. е. от 1 до 2 месяцев. Важно, что эксплуатация бурильной трубы происходит в коррозионной среде, что при нагреве и напряженно деформированном состоянии существенно снижает эксплуатационные свойства бурильных труб. Для расщепления горных пород в буровой раствор добавляют химические реагенты щелочного характера с pH = 8-11.

Таким образом, для исследования поведения материалов в условиях, имитирующих процессы изготовления и эксплуатации бурильных труб в нефтегазовой отрасли промышленности, целесообразно рассматривать следующие температурно-временные области:

1 – технологическое воздействие – температуры 200 и 250 °С, время выдержки при повышенной температуре 3-10 мин;

2 – эксплуатационное воздействие – температура 150 °С, время выдержки при повышенной температуре 500-1000 часов;

3 – технологическое + эксплуатационное воздействие – температуры 200 и 250 °С, время выдержки 3-10 мин + температура 150 °С, время выдержки 500-1000 часов;

4 – технологическое + эксплуатационное в коррозионно-активной среде воздействие – температуры 200 и 250 °С, время выдержки 3-10 мин + температура 150 °С, время выдержки 500-1000 часов в среде с pH = 11.

В данной работе именно в таком порядке и были выполнены экспериментальные исследования поведения алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в условиях, имитирующих изготовление и эксплуатацию бурильных труб при разработке нефтегазовых месторождений.

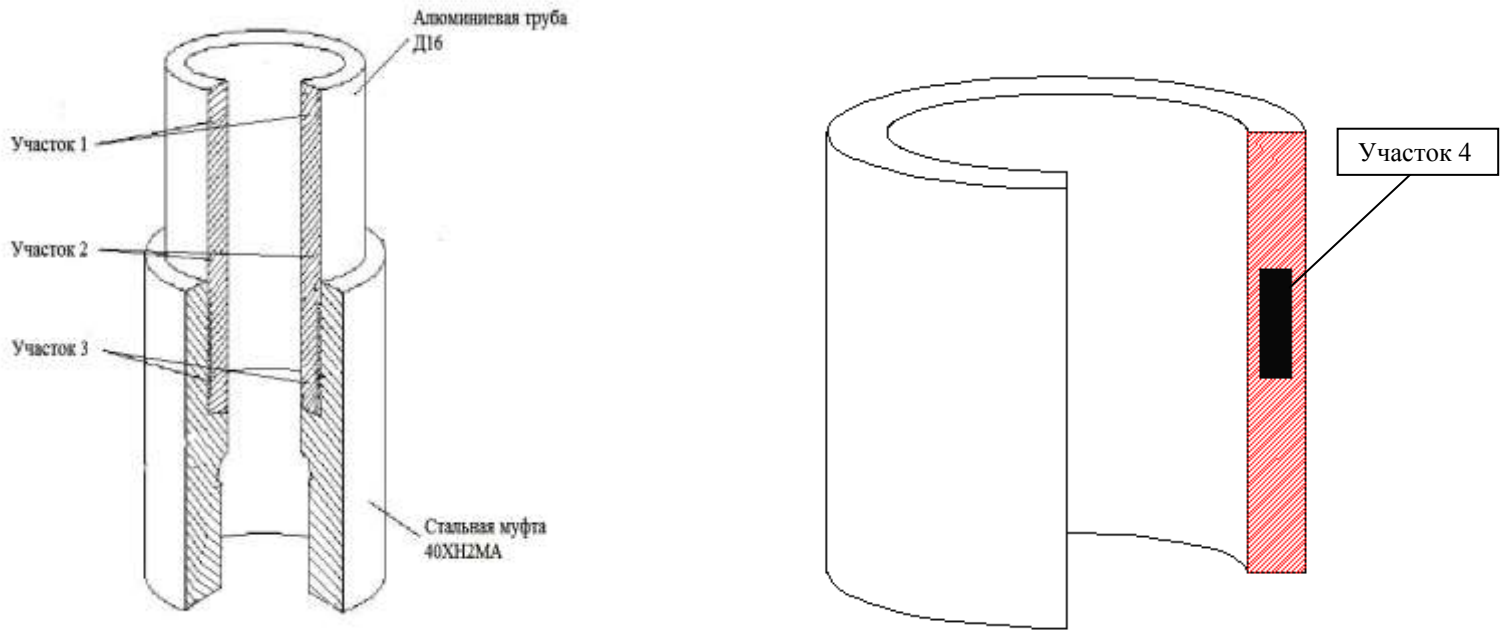
2.3. Термическая обработка

Нагрев и выдержку образцов при проведении термической обработки 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 ± 2,5°С. Образцы загружали в печь, предварительно нагретую до заданной температуры, выдерживали на воздухе или в коррозионной среде заданное время и охлаждали на воздухе.

2.4. Изготовление и схема вырезки образцов для исследований

Пробы, предназначенные для определения механических свойств металла бурильных труб из сплавов Д16Т и 1953Т1 после эксплуатации при разработке нефтегазовых месторождений вырезали согласно схеме, приведенной на рис. 2.1а. Образцы для исследования влияния температурно-временных параметров изготовления и эксплуатации труб изготавливали согласно схеме, показанной на рис. 2.1б.

Все исследованные образцы вырезали из середины толщины стенки трубы в продольном направлении.



а б

Рис. 2.1. Схема вырезки образцов для испытаний металла бурильных труб:

участки 1, 2, 3 – образцы для испытаний механических свойств, измерения электрохимического потенциала и исследования микроструктуры металла трубы после эксплуатации при разработке нефтегазового месторождения;

участок 4 – образцы для испытаний механических свойств, исследования микроструктуры и проведения коррозионных испытаний металла труб в состоянии поставки и после кратковременной и длительной обработок, имитирующих условия изготовления и эксплуатации бурильной трубы

2.5. Исследование микроструктуры и фазового состава

Металлографические исследования проводили на световом оптическом микроскопе Reichert-Jung MeF3A при увеличениях х 20…500 с использованием программы автоматического количественного анализа изображений Tixomet PRO согласно процедуре ASTM E 1245-03 [63]. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы «Buehler» по стандарту ASTM E 3-95 [64].

Количественную оценку размеров и характера распределения интерметаллидов в структуре алюминиевых сплавов выполняли микрорентгеноспектральным анализом с использованием электронного сканирующего микроскопа *TESCAN Mira-3M*, оснащенного дополнительным детектором *Oxford Instruments* для энергодисперсионного анализа химического состава с погрешностью измерения 0,1 % (масс.).

Рентгеноструктурный анализ проводили на универсальном рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance при медном излучении. Режим съемки: длина волны WL1 = 1,5406 Å (α1); α2 – устранены, генератор 40 кВ, 40 мА; дивергенция – щель первичная 1 °; антирассеивающая вторичная щель 1 °; θ = 7,5-65 ° (2θ = 15-130 °); время на шаг 132,3 с; шаг 0,01 °. Преимущественные ориентировки 111 и 002. Напряжения второго рода определяли методом аппроксимации по профилограммам тех же линий, при помощи программного обеспечения TOPAS.

2.6. Испытания механических свойств

Механические свойства сплавов определяли при статических испытаниях на одноосное растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497-84 [65] и динамических испытаниях на ударный изгиб при комнатной температуре по ГОСТ 9454-78 [66]. Испытания на статическое растяжение проводили на разрывной машине «Schenck» с максимальным

усилием нагружения 200 кН при скорости нагружения 1 мм/мин, используя стандартные пятикратные цилиндрические образцы $d_0 = 6$ м (тип II). Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре 2130КМ-03 с максимальной энергией удара маятника 300 Дж, применяя образцы с круглым надрезом (тип VI, Менаже).

Микротвердость определяли по методу Виккерса на приборе «Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E» в соответствии с ASTM E 92 [67].

2.7. Измерение электрохимического потенциала

Для измерения электрохимического потенциала использовали потенциостат «П-5827». Для определения коррозионного потенциала испытуемые образцы и контрольный электрод помещали в необходимое количество тестового раствора; образцы соединяли с положительной клеммой оборудования для определения потенциала, а контрольный электрод – с отрицательной [68]. В результате измерений строили и анализировали поляризационную кривую.

2.8. Оценка коррозионной стойкости

Для оценки коррозионной стойкости сплавов Д16Т и 1953Т1 в различных состояниях использовали три типа испытаний:

– на общую коррозию ASTM G31 [69],

– на контактную коррозию ASTM G71 [70],

– на коррозионное растрескивание NACE TM 0177 (метод А) [71].

При определении *общей коррозии* алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в качестве коррозионной среды, моделирующей условия разработки нефтяной скважины, использовали раствор NaCl + NaOH с pH = 11.

Испытания на *коррозионное растрескивание* проводили согласно стандарту NACE TM 0177 (метод А), используя стандартные для установки

фирмы «Cortest» образцы сплавов Д16Т и 1953Т1. Стандарт предусматривает испытания металлов на устойчивость к растрескиванию в водных средах с низким уровнем pH, содержащих H_2S, в условиях растягивающих напряжений. В качестве среды использовали раствор модельной пластовой воды, состав которой приведен в табл. 2.3. Состав использованного раствора по химическому составу аналогичен пластовой воде Баяндыского месторождения {залежь $D_3fm1(zd)$} верхнедевонского водоносного комплекса. По степени минерализации вода рассольная с содержанием солей 98,55 г/дм^3, слабощелочная с pH = 7,88-8,47. По ионному составу относится к хлоркальциевому типу.

Таблица 2.3. Химический состав модельной пластовой воды

№ п/п	Компонент	Содержание, г/л
1	NaCl	37,88
2	KCl	48,24
3	$CaCl_2$	2,96
4	$MgSO_4$	1,63
5	K_2SO_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 % растворе NaCl и в растворе NaCl + NaOH с pH = 11 в отсутствии контакта. Для этого использовали образцы сплава 1953Т1 в виде пластин размером 40х20х3 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 различными формой и линейными размерами – в виде дисков и стержней.

ГЛАВА III. Анализ повреждений буровых труб после эксплуатации

3.1. Изменение структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т

Исследовали бурильную трубу с наружным диаметром 147 мм и толщиной стенки 13 мм из сплава Д16Т после эксплуатации в течение 1003 часов в условиях выработки нефтяной скважины при температуре 145 °С, плотности бурового раствора 1150-1300 кг/м^3, pH 8-9 и относительном содержании твердой фазы 0,3 %. Фактический химический состав металла трубы приведен в табл. 3.1. Для оценки однородности материала по химическому составу микрорентгеноспектральным анализом на установке «Camebax» определяли содержание химических компонентов в различных участках бурильной трубы. По результатам исследования признаков ликвации легирующих элементов не выявлено. Содержание примесей в сплаве составляло < 0,1 масс. %.

Таблица 3.1. Фактический химический состав материала исследованной бурильной трубы, а также сплава Д16Т по ГОСТ 4784-97

Сплав Д16Т	Содержание основных компонентов, % (масс.)							
	Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Ti	Fe	Si
исследованный	осн.	1,62	0,30	0,53	4,54	0,08	0,45	0,48
по ГОСТ 4784-97	осн.	1,20-1,80	0,30	0,30-0,90	3,80-4,90	0,1	0,5	0,50

Металл трубы исследовали в трех ее участках: 1 – на удалении от соединительной муфты (замка) 105 мм; 2 – на удалении от края муфты 20 мм; 3 – внутри (в центре) замка. На рис. 3.1 показана схема вырезки образцов из алюминиевой трубы для механических и электрохимических испытаний, а также структурных исследований.

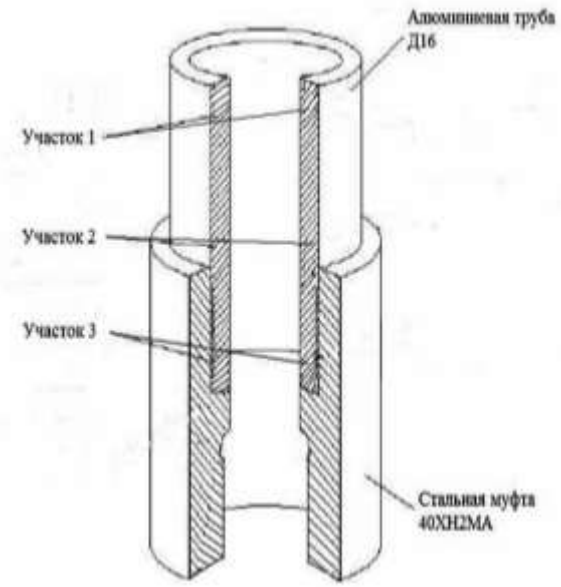


Рис. 3.1. Схема вырезки образцов для исследований из алюминиевой трубы

Для сравнения исследовали металл трубы этой же промышленной партии в состоянии поставки (без эксплуатации).

Микроструктура бурильной трубы из сплава Д16Т в состоянии поставки приведена на рис. 3.2. В структуре сплава в исходном состоянии присутствуют α-твердый раствор и интерметаллиды [49, 53]. Рентгеноструктурный анализ показал, что интерметаллиды представляют собой соединения Al_2Cu и Al_2CuMg (рис. 3.3).

Значения механических свойств металла бурильной трубы в состоянии поставки соответствуют стандартным для деформированного сплава Д16Т (табл.3.2).

Таблица 3.2. Механические свойства и электрохимический потенциал (ЭХП) металла (сплав Д16Т) исследованной трубы в состоянии поставки

Механические свойства				ЭХП, мВ
$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , МПа	HV , МПа	
560	370	18	140	- 588

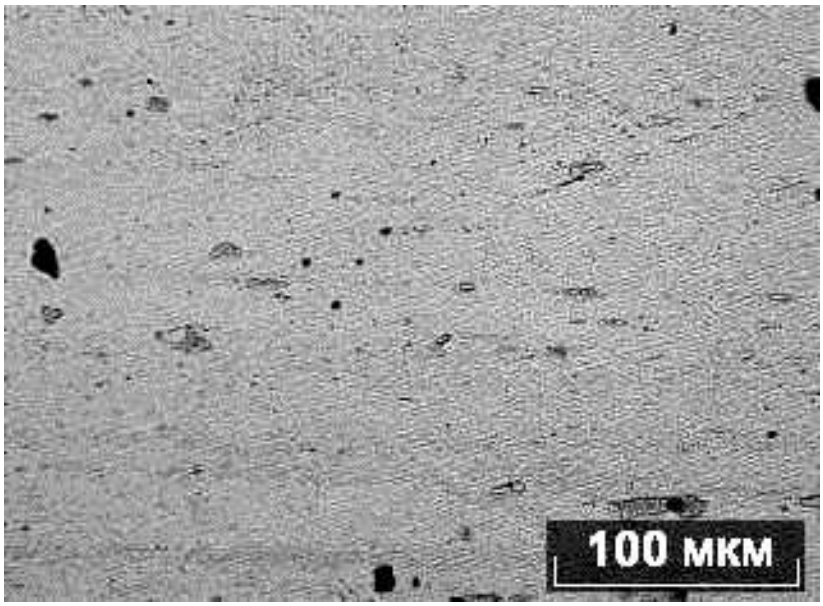


Рис. 3.2. Микроструктура металла исследованной трубы в состоянии поставки. х 200

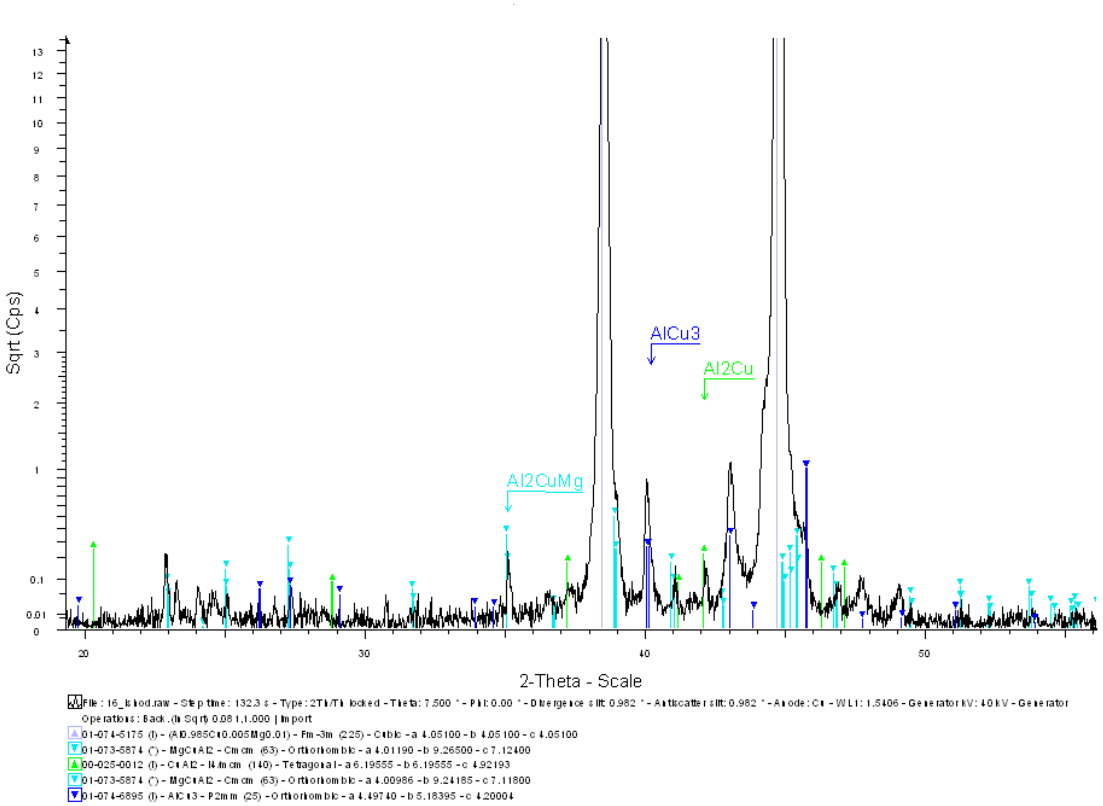


Рис. 3.3. Рентгенограмма сплава Д16Т в состоянии поставки

Исследование металла бурильной трубы после эксплуатации показало существенное влияние внешнего воздействия в рабочих условиях на механические и электрохимические свойства сплава Д16Т. При этом величина изменения свойств зависит от расположения участка трубы по отношению к замковому соединению. На рис. 3.4 видно, что наибольшее снижение свойств металла происходит на участке трубы, ввинченном внутрь соединительной муфты. При удалении от замка различие в свойствах сплава в состоянии поставки и после эксплуатации уменьшается. Так, если уменьшение значений временного сопротивления разрыву, относительного удлинения и твердости сплава на удаленном от муфты участке трубы составляет соответственно: 2 МПа, 2 % и 9 МПа; то на участке, ввинченном в центр муфты, оно достигает: 19 МПа, 4 % и 23 МПа. Изменение свойств металла трубы на участке у края муфты имеет промежуточные значения. Таким образом, на свободном рабочем участке трубы после длительной эксплуатации изменение механических свойств сплава Д16Т невелико, однако на участке, расположенном в глубине соединительной муфты, снижение свойств значительное и составляет относительно состояния поставки: > 3 % - для характеристик прочности, > 16 % - для твердости и > 20 % - для пластичности.

Металлографический и рентгеноструктурный анализы показали, что фазовый состав сплава Д16Т в процессе эксплуатации бурильной трубы качественно остается одинаковым. В структуре, как и в состоянии поставки, присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды Al_2Cu и Al_2CuMg. Однако количество и размеры интерметаллидных включений изменяются. На рис. 3.5 (а-в) видно, что в структуре сплава Д16Т после эксплуатации трубы несколько возрастает количество вторичных фаз и наблюдается преимущественное их расположение в виде цепочек в направлении пластической деформации металла.

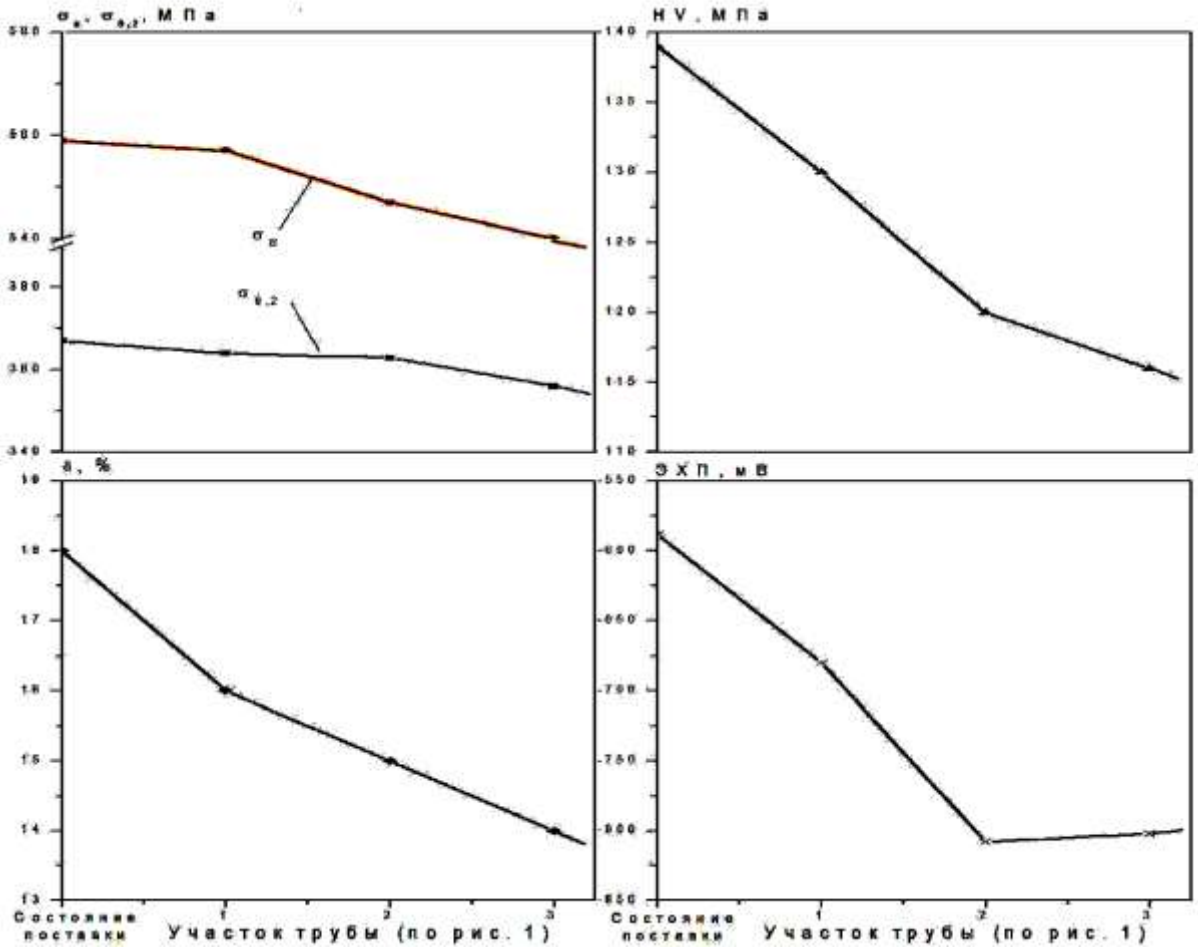
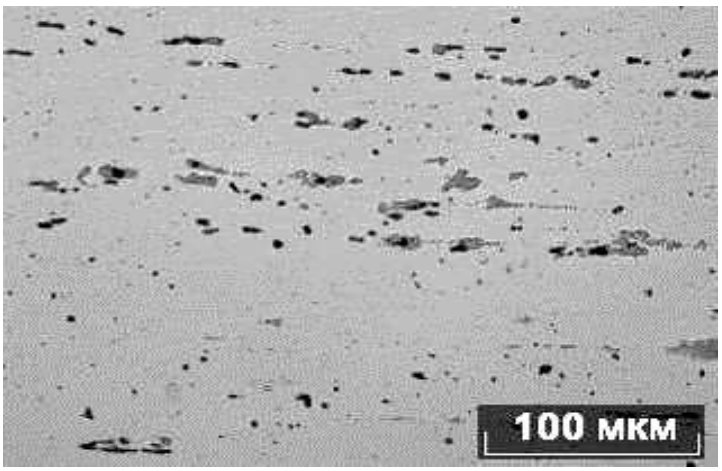
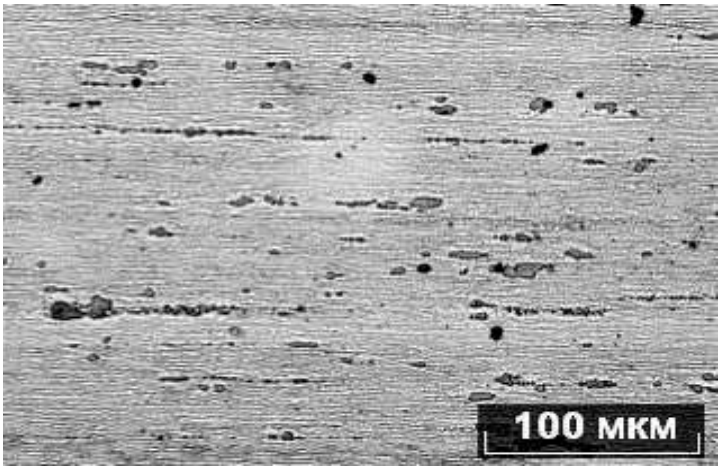


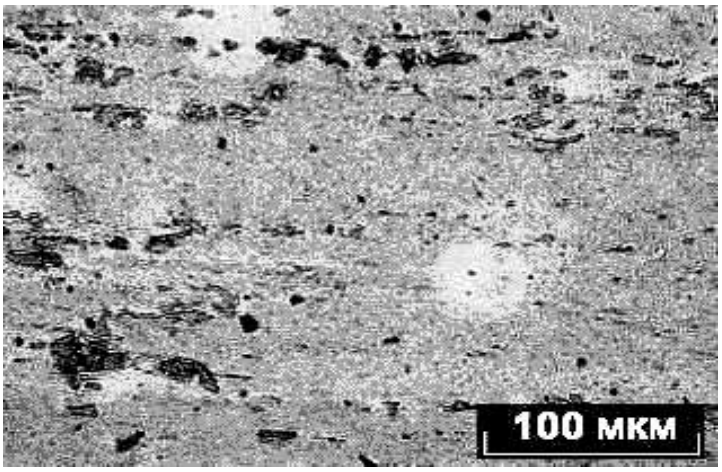
Рис. 3.4. Механические свойства и электрохимический потенциал металла исследованной трубы в состоянии поставки и в различных ее участках после эксплуатации



а



б



в

Рис. 3.5. Микроструктура металла исследованной трубы после эксплуатации.
Участки трубы, расположенные по отношению к соединительной муфте:
а – на удалении 105 мм , б – 20 мм,
в – в глубине муфты. х 200

В табл. 3.3 приведены результаты количественного металлографического анализа металла трубы в состоянии поставки и после эксплуатации. Из полученных экспериментальных данных следует, что объемная доля интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т после эксплуатации возрастает, а их средний размер значительно уменьшается. Наибольшие структурные изменения наблюдаются в металле трубы на участке, ввинченном внутрь замкового соединения. В этом случае объемная доля включений увеличивается в ~ 1,3 раза, а плотность распределения возрастает в ~ 1,8 раза. При этом уменьшаются: средний диаметр интерметаллидов – в ~ 1,7 раза, средняя площадь включения – в ~ 2,0 раза и среднее расстояние между ними – в ~ 1,8 раза. Структурные изменения в металле на участках трубы у края и на удалении от муфты имеют аналогичный характер, но менее интенсивны, особенно на удаленном участке.

Таблица 3.3. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т в различных участках исследованной трубы в состоянии поставки и после эксплуатации

Структурная характеристика интерметаллидных фаз	Состояние поставки	После эксплуатации		
		Участок трубы на удалении от замкового соединения:		
		105 мм	20 мм	в центре
Объемная доля, %	3,40	3,60	4,15	4,34
Плотность распределения, $1/мм^2$	12409	21135	23561	22923
Средняя длина, мкм	1,80	1,54	1,53	1,15
Средняя площадь, $мкм^2$	2,70	1,47	1,46	1,36
Среднее расстояние между ИФ, мкм	42,8	39,2	26,6	23,7
Средний диаметр по Ферету, мкм	1,70	1,24	1,15	1,03
Максим. диаметр по Ферету, мкм	2,00	1,60	1,51	1,26

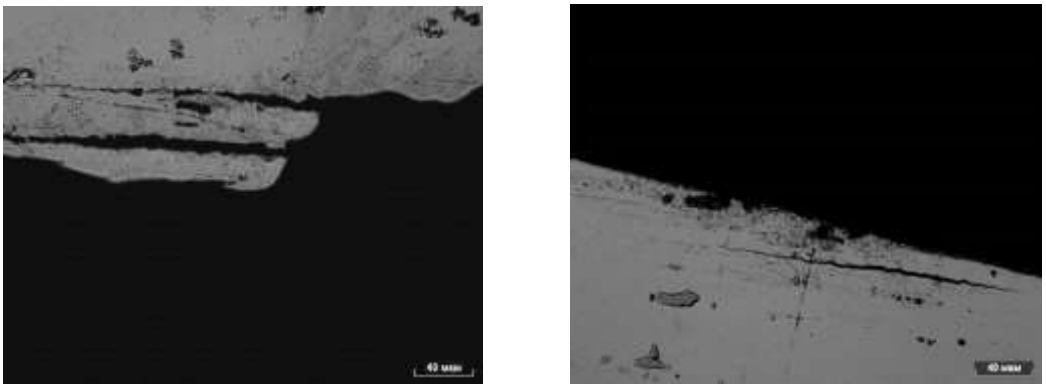
Обнаруженные изменения в структуре металла трубы позволяют предположить, что ее нагревы при горячей посадке замка и при последующей эксплуатации активизируют в сплаве Д16Т процесс старения, сопровождающийся выделением дисперсных вторичных интерметаллидных фаз [49, 53]. Это является причиной снижения механических свойств металла трубы. Образование в структуре сплава Д16Т обособленных вторичных включений свидетельствует о нарушении когерентности кристаллической решетки на межфазной границе между матричным α-твердым раствором и выделяющимися вторичными интерметаллидными фазами, что приводит к разупрочнению сплава (перестаривание). Одновременно, увеличение количества обособленных хрупких интерметаллидов в структуре вызывает снижение пластичности металла.

Следует отметить, что увеличение длительности эксплуатации бурильной трубы может способствовать коагуляции выделяющихся в структуре сплава Д16Т вторичных интерметаллидных включений и, как следствие, повышению пластичности металла. Однако, во-первых, этот процесс должен сопровождаться дальнейшим разупрочнением сплава, а во-вторых, коагуляция интерметаллидных частиц при температурах ~ 150 °С будет происходить очень медленно. Таким образом, можно ожидать, что обнаруженный характер изменений в структуре сплава Д16Т сохраняется при длительной эксплуатации бурильной трубы и определяет изменение механических свойств металла.

Наиболее значительные структурные изменения в металле трубы на участке, ввинченном внутрь соединительной муфты, соответствуют максимальному снижению механических свойств сплава. Необходимо учитывать, что этот участок трубы подвергается длительному нагреву не только при бурении скважины, т. е. в процессе эксплуатации, но и кратковременному нагреву – при горячей посадке замка, т. е. в процессе ее изготовления. Кратковременный технологический нагрев бурильной трубы в замковом соединении до 200-250 °С может оказывать как непосредственное

влияние на структуру и свойства сплава Д16Т, так и провоцировать в нем ускоренный распад нестабильного α-твердого раствора при последующей эксплуатации колонны. Таким образом, последовательное воздействие технологического и эксплуатационного нагревов на участки трубы внутри, а также вблизи соединительной муфты в большей степени способствует развитию диффузионных процессов в сплаве Д16Т, что приводит к большему снижению его прочностных и пластических свойств. Участки трубы, находящиеся на удалении от муфты, подвергаются только эксплуатационному нагреву, вследствие чего изменения структуры и свойств в сплаве значительно меньше.

Дальнейшее исследование металла бурильной трубы выявило отрицательное влияние обнаруженных гетерогенизации структуры и снижения механических свойств сплава Д16Т в процессе эксплуатации на его коррозионную стойкость (рис. 3.6). На внутренней и наружной поверхностях алюминиевой трубы после эксплуатации (Т = 145 °С, pH = 8-9) наблюдаются значительные коррозионные поражения, особенно сильные на участках, расположенных внутри и у края соединительной муфты (рис. 3.6б). Видно, что в результате воздействия рабочей среды в сплаве Д16Т происходит вытравливание вторичных фаз и их границ. Изменение значений электрохимического потенциала металла бурильной трубы подтверждает, что участок, ввинченный внутрь соединительной муфты, в процессе эксплуатации подвергается коррозии в наибольшей степени. При удалении от муфты степень коррозии металла трубы уменьшается (рис. 3.6а).



а б

Рис. 3.6. Вид внешней (а) и внутренней (б) поверхностей исследованной трубы после эксплуатации (участок на удалении от края муфты 20 мм). х 20

Важно также отметить, что коррозия внутренней стенки трубы, особенно на участке внутри муфты, значительно сильнее, а коррозионные поражения – глубже, чем внешней стенки (рис. 3.6). Вероятно, это связано с дополнительным кавитационным воздействием потока бурового раствора на внутреннюю стенку трубы. При этом снижение механических свойств сплава в процессе эксплуатации трубы уменьшает сопротивляемость внутренней стенки кавитационному воздействию.

В целом на основании результатов выполненных исследований можно заключить, что эксплуатационный и, особенно, технологический нагревы бурильной трубы оказывают существенное влияние на структуру алюминиевого сплава и приводят к снижению его механических и коррозионных свойств, наиболее значительному на участках трубы, расположенных внутри и вблизи замкового соединения. Следовательно, для широкого использования алюминиевых труб в нефтедобывающей отрасли промышленности необходимым является проведение целенаправленных исследований по определению стабильности свойств алюминиевых сплавов в процессе изготовления и эксплуатации бурильных труб.

3.2. Изменение структуры и свойств бурильных труб из сплава 1953Т1

Исследование влияния условий эксплуатации на материал бурильных труб проводили с использованием трубы с наружным диаметром 90 мм и толщиной стенки 9 мм из алюминиевого сплава 1953, после эксплуатации в течение 1000 часов в условиях выработки нефтяной скважины при 45 °С. Фактический химический состав металла трубы приведен в табл. 3.4. Для оценки однородности материала по химическому составу микрорентгеноспектральным анализом на установке «Camebax» определяли содержание химических компонентов в различных участках бурильной трубы. По результатам исследования признаков ликвации легирующих элементов не выявлено. Содержание примесей в сплаве составляло < 0,1 % (масс.).

Таблица 3.4. Фактический химический состав материала исследованной бурильной трубы, а также сплава 1953Т1 по ОСТ 1.92014, ТУ1-2-592-2003

Сплав 1953Т1	Содержание основных химических элементов, % (масс.)										
	Al	Mg	Zn	Mn	Cr	Zr	Cu	Ti	Be	Fe	Si
исследо-ванный	осн.	2.40	5.90	0.17	0.19	0.04	0.51	0.04	0.005	0.08	0.04
ОСТ1.92014, ТУ1-2-592-2003	осн.	2.00-3.00	5.60-6.20	0.10-0.30	0.15-0.25	0.10	0.40-0.80	0.02-0.10	-	0.25	0.20

Визуальный осмотр образцов показал наличие повреждений в области соединения стального замка и алюминиевой трубы (рис. 3.7)

а б

Рис. 3.7. Наружные поверхности вблизи замкового соединения:
а – у ниппеля; б – у муфты

Следы материального износа алюминиевой трубы, наблюдаемые вблизи замкового соединения в местах контактного соединения «алюминиевый сплав – сталь», причем более всего – вблизи контакта наружной поверхности с ниппелем и муфтой. Бóльшее проявление износа наблюдается на участке трубы у ниппеля. На поверхности металла вблизи муфты присутствует металлический блеск, у ниппеля поверхность матовая (разрыхленная).

На рис. 3.8 показана фотография внутренних поверхностей трубы и стального замка. Наблюдается различный рельеф внутренних поверхностей алюминиевых труб вблизи замкового соединения: строчечный у ниппеля и «завитковый» у муфты. Вероятно, внутренняя конфигурация стальных элементов замка изменяет характер течения технологической жидкости: с ламинарного перед ниппелем на турбулентный вихревой за муфтой (рис. 3.9).

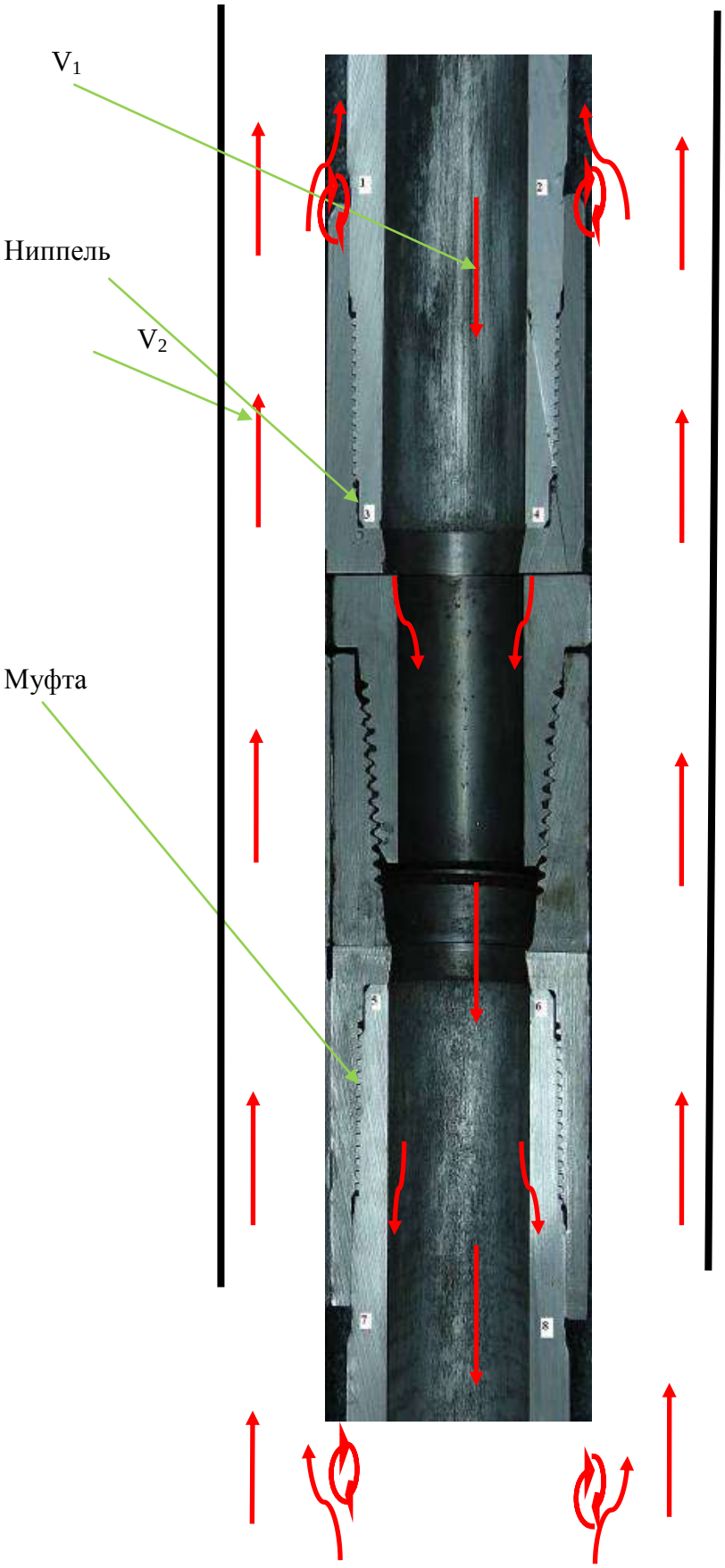
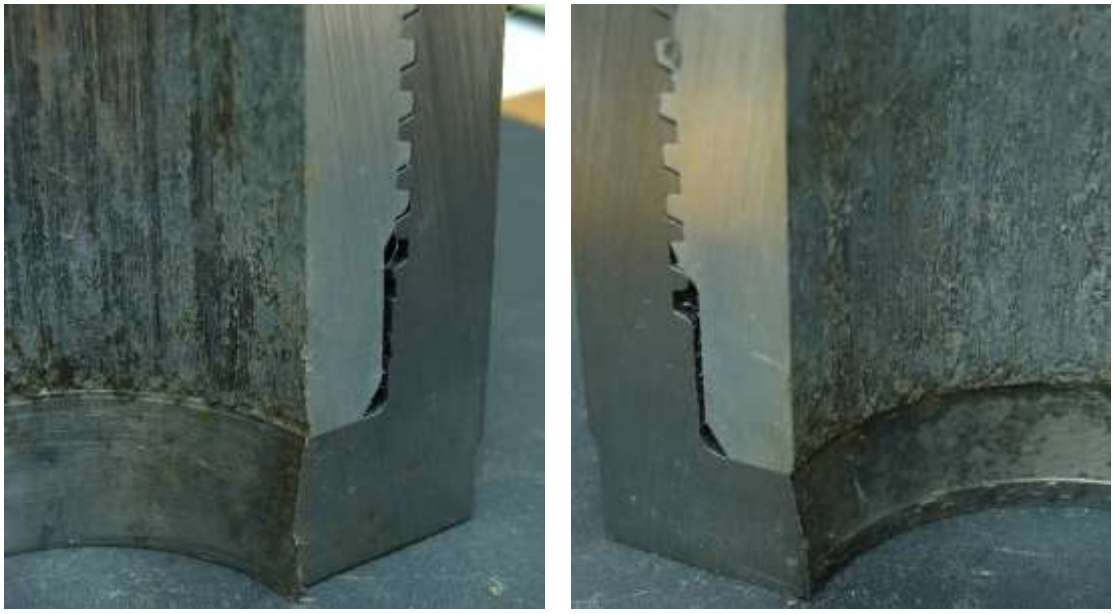


Рис. 3.8. Внутренние поверхности алюминиевой трубы и стального замка после эксплуатации:

V_1 – направление потока внутри трубы, V_2 – направление потока снаружи трубы; 1-8 – выбранные места для исследования: 1 и 2 – наружные поверхности трубы у ниппеля, 3 и 4 – внутренние поверхности трубы внутри замкового соединения у ниппеля, 5 и 6 – внутренние поверхности трубы внутри замкового соединения у муфты, 7 и 8 – наружные поверхности трубы у муфты.

После разделки трубы на полуцилиндрические фрагменты обнаружены поражения на внутренних поверхностях трубы (рис. 3.9).



а б

Рис. 3.9. Внутренние поверхности трубы вблизи замкового соединения: а – у ниппеля, б – у муфты

Микроструктуру изучали при увеличениях × 50-200 в четырех областях: наружная поверхность трубы у ниппеля, внутренняя поверхность трубы внутри замкового соединения у ниппеля, внутренняя поверхность трубы внутри замкового соединения у муфты, наружная поверхность трубы у муфты (рис. 3.10).

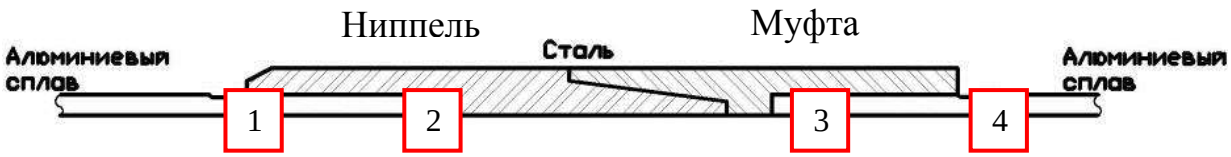
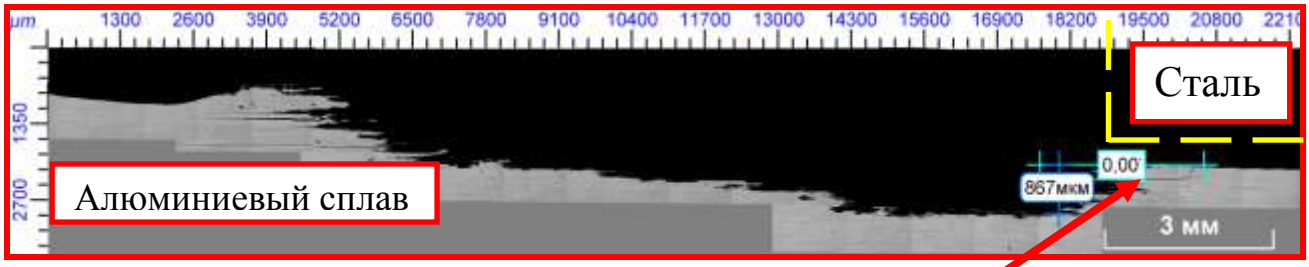
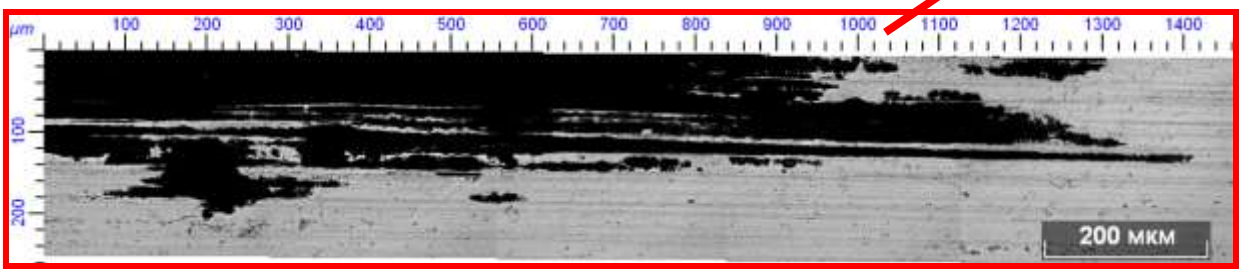


Рис. 3.10. Схема замкового соединения с обозначением мест выреза металлографических образцов

На рис. 3.11а изображена общая панорама внешней поверхности в месте контакта трубы с ниппелем. Максимальная глубина поражения 867 мкм, что составляет ≈ 6 % при толщине стенки 15 мм. На рис. 3.11б при увеличении х 200 показан характерный участок со следами расслаивающей коррозии, межкристаллитной коррозии не наблюдается.



а

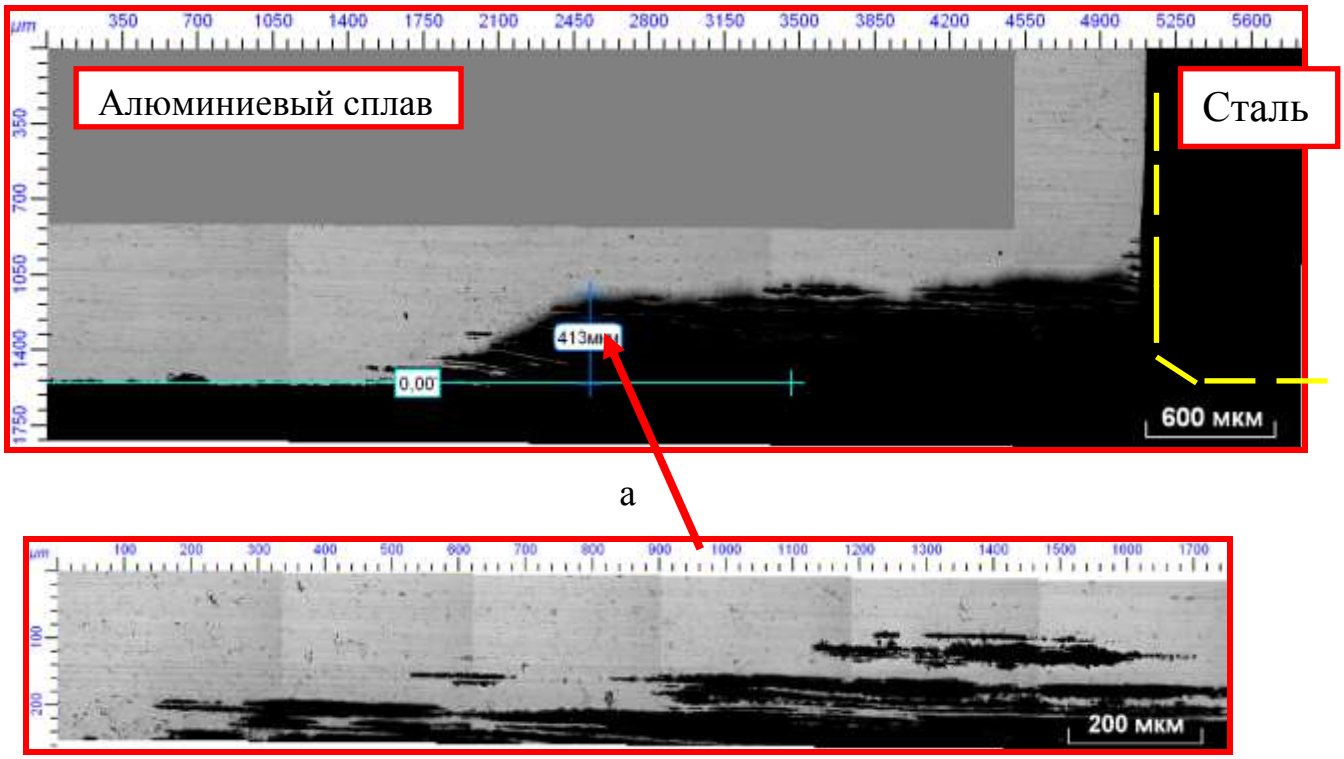


б

Рис. 3.11. Фотография зоны поражения на наружной поверхности у ниппеля (участок 1 на рис. 3.10):
а – общая панорама, б – следы расслаивающей коррозии

На рис. 3.12а изображена общая панорама внутренней поверхности в месте контакта трубы с ниппелем. Глубина максимального поражения 413 мкм, что составляет ≈ 4 % при толщине стенки 10 мм. На рис. 3.12б при

увеличении х 200 показан характерный участок со следами расслаивающей коррозии, межкристаллитной коррозии также не наблюдается.



а

б

Рис. 3.12. Фотография зоны поражения на внутренней поверхности у ниппеля (участок 2 на рис. 3.10):
а – общая панорама, б – следы расслаивающей коррозии

На рис. 3.13а изображена общая панорама внутренней поверхности в месте контакта трубы с муфтой. Глубина максимального поражения 465 мкм, что составляет ≈ 5 % при толщине стенки 10 мм. На рис. 3.13б при увеличении х200 показан характерный участок со следами расслаивающей коррозии, межкристаллитной коррозии не наблюдается.

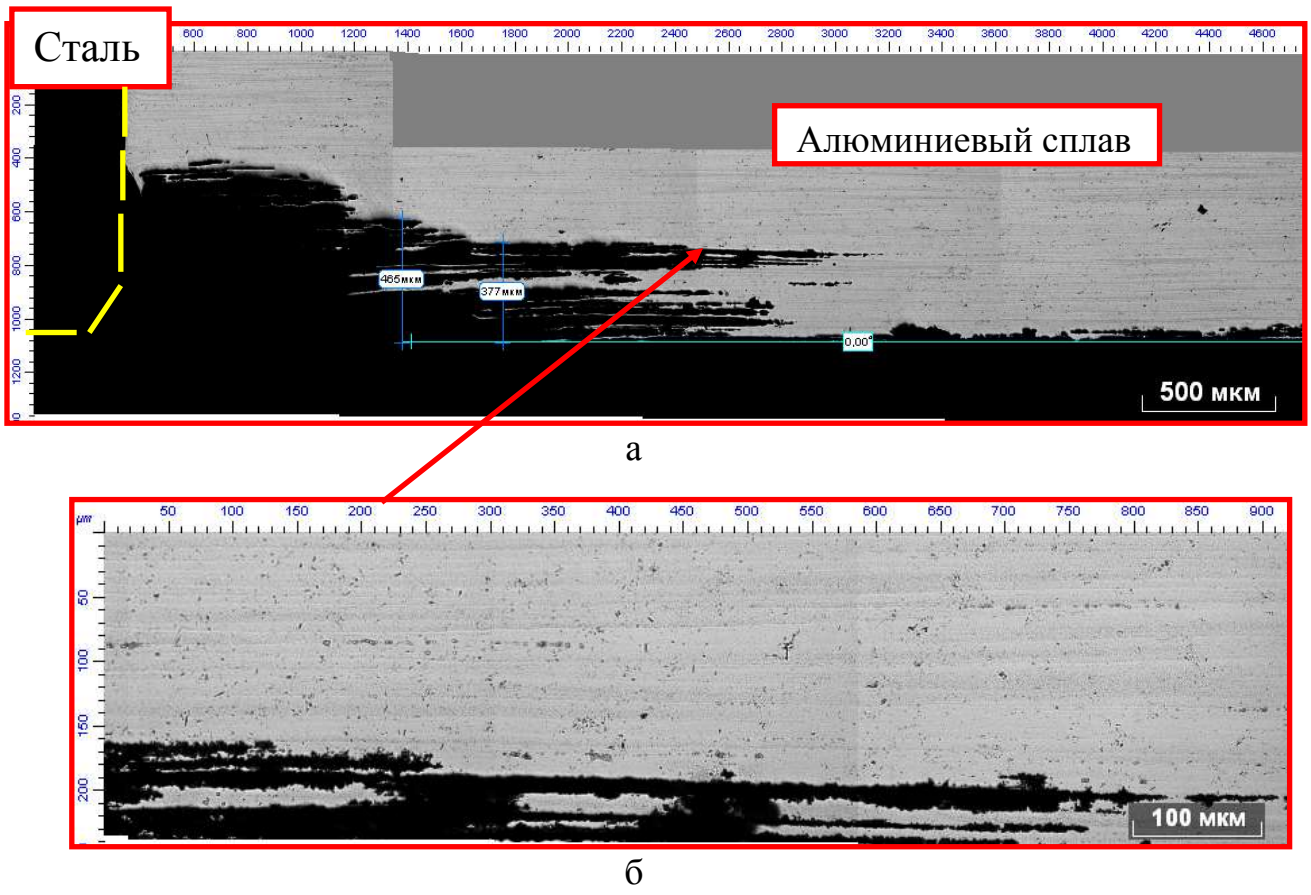
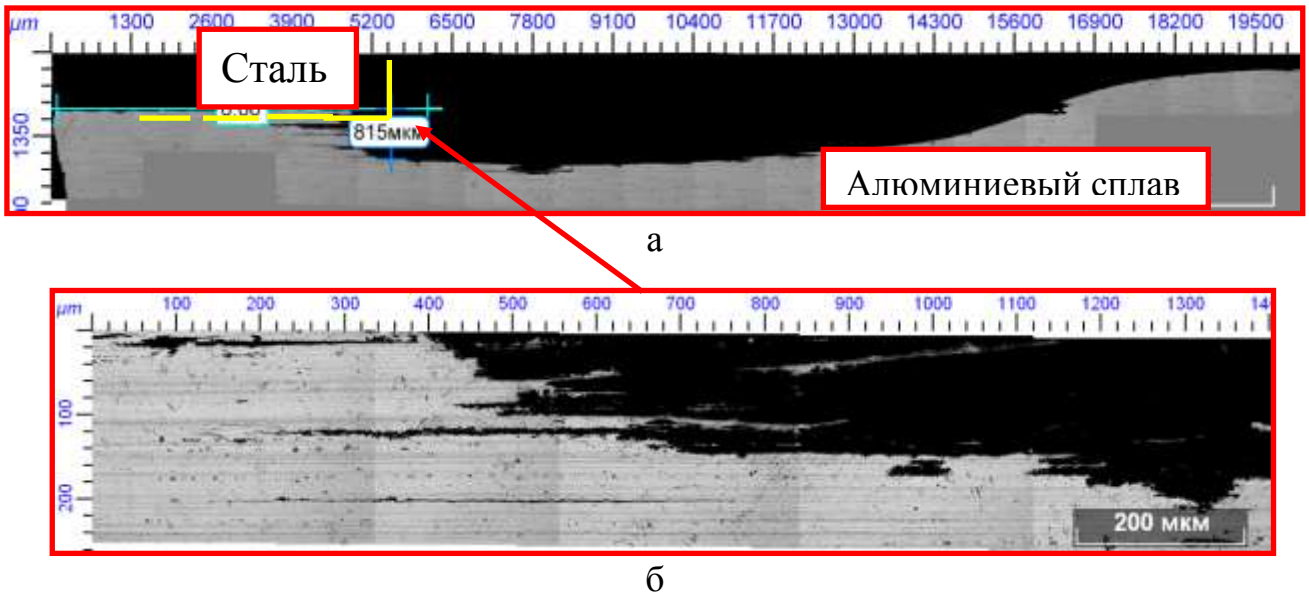


Рис. 3.13. Фотография зоны поражения на внутренней поверхности у муфты (участок 3 на рис. 3.10):
а – общая панорама, б – следы расслаивающей коррозии

На рис. 3.14а изображена общая панорама внешней поверхности в месте контакта трубы с муфтой. Глубина максимального поражения 815 мкм, что составляет ≈ 5 % при толщине стенки 15 мм. На рис. 3.14б при увеличении х200 показан характерный участок со следами расслаивающей коррозии, межкристаллитной коррозии не наблюдается.



а

б

Рис. 3.14. Фотография зоны поражения на наружной поверхности у муфты (участок 4 на рис. 3.10):
а – общая панорама, б – следы расслаивающей коррозии

На укрупненных фотографиях шлифов алюминиевой трубы вблизи контакта со сталью отчетливо видны следы расслаивающей коррозии. Преимущественное прохождение коррозии (растворения) металла по направлению вытянутых границ зерен существенным образом его «разрыхляет», что способствует облегчению процесса дальнейшего его «размывания, выноса большой разницы ЭХП (электрохимических потенциалов), ослабляющий механические связи в металле и процесс эрозии (удаления масс металла с ослабленными связями) под действием вихрей жидкого потока, образовавшихся из-за возмущения ламинарного потока вблизи торцевых выступов муфты или ниппеля. В зависимости от сопоставления «энергетики» процессов коррозии и эрозии в конкретных случаях можно говорить о ведущей роли того или иного компонента износа: коррозионно-эрозионный или эрозионно-коррозионный процесс износа.

На рис. 3.15 представлена схема соединения замок-труба с обозначенными местами для вырезки образцов для механических испытаний.

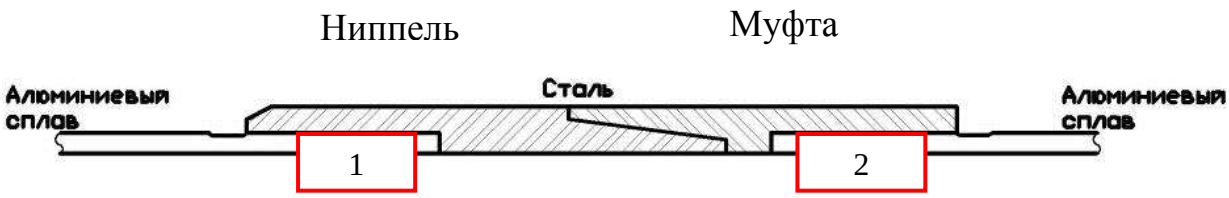


Рис. 3.15. Схема замкового соединения и трубы с обозначением мест вырезки образцов

Из серединной части трубы были вырезаны образцы: участок вырезки 3 для сравнения с участками вырезки 1 и 2.

Результаты испытания и стандартные характеристики для сплава 1953Т1 представлены в табл. 3.4.

Таблица 3.4. Механические свойства материала исследованной трубы из сплава 1953Т1

Сплав 1953Т1	№ участка вырез-ки	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивле-ние σ_B, МПа	Относите-льное удлинение δ, %	Относите-льное сужение ψ, %
исследованный	1	529	573	12	31
	2	528	575	13	29
	3	535	580	13	31
ОСТ1.92014, ТУ1-2-592-2003		≤ 480	≤ 530	≤ 7	≤ 14

Из полученных результатов химического анализа и определения механических свойств следует, что материалы трубы и замкового соединения соответствуют сертификатным данным.

Далее на вырезанных вдоль трубы образцах измерен электрохимический потенциал, места замеров выделены рамкой на схеме (рис. 3.16). Для сравнения измеряли электрохимический потенциал серединного участка трубы (участок измерения 9). Результаты замеров ЭХП сведены в табл. 3.5.

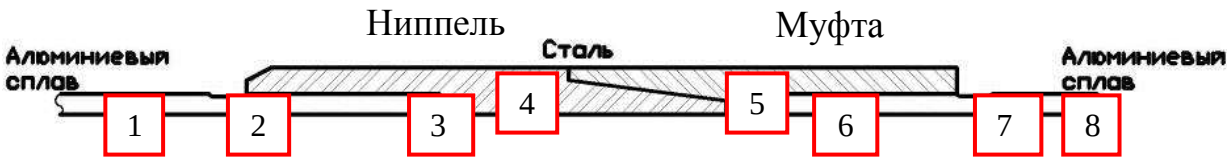


Рис. 3.16. Схема замкового соединения с местами измерения ЭХП

Таблица 3.5. Результаты измерения электрохимического потенциала материала исследованных трубы и замка

Марка материала	Участок измерения	ЭХП, мВ, относительно хлорсеребряного электрода	ЭХП, мВ, относительно водородного электрода
Труба 1953Т1	1	-812	-610
	2	-816	-614
	3	-812	-610
	6	-809	-606
	7	-813	-611
	8	-811	-609
	9	-815	-613
Замок 40ХМФА	4	-357	-155
	5	-364	-162

Разница ЭХП между «алюминиевой трубой» и «стальным замком» имеет большие значения ≈ 440-460 мВ, что является причиной прохождения электрохимических токов и, как следствие, образования следов контактной коррозии.

3.3. Заключение по главе III

На основании исследований структуры и свойств сборных бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 со стальными замками после эксплуатации в условиях разработки нефтяных месторождений можно заключить следующее:

– установлено, что после горячей посадки замка и эксплуатации бурильной трубы размером 147х13 (мм) из алюминиевого сплава Д16Т в течение 1003 часов в условиях выработки нефтяной скважины механические свойства и коррозионная стойкость металла снижаются относительно состояния поставки. При этом максимальное изменение свойств сплава происходит на участках трубы вблизи и, особенно, внутри замкового соединения: характеристики прочности ~ 3 %, твердость ~ 16 %, пластичность ~ 20 %, электрохимический потенциал ~ 36 %;

– обнаружено, что причиной изменения свойств металла бурильной трубы из сплава Д16Т является диффузионный распад метастабильного α-твердого раствора с выделением в структуре обособленных интерметаллидных фаз (перестаривание) в результате технологического и эксплуатационного нагревов;

– на наружной поверхности алюминиевой трубы из сплава 1953Т1 вблизи стального замка (ниппеля и муфты) имеется кольцевой дефект в виде канавки, возникший в результате комбинированного воздействия двух факторов: контактной коррозии и эрозионного процесса (движущаяся среда с песком). После раскроя трубы выявлены и внутренние поражения вблизи контакта с замком, которые по внешним признакам имеют меньшие значения глубины поражения, чем на внешних поверхностях;

– в результате специальной разделки представленных фрагментов трубы из сплава 1953Т1 и её замкового соединения выявлена геометрия эрозионно-коррозионных поражений кольцевого типа; профиль сечения такого поражения имеет полукаплевидную форму с углублением у торца стальной стенки замка;

– металлографические и электрохимические исследования подтвердили предположение об эрозионно-коррозионном процессе на наружной поверхности алюминиевой трубы из сплава 1953Т1 вблизи стального замка.

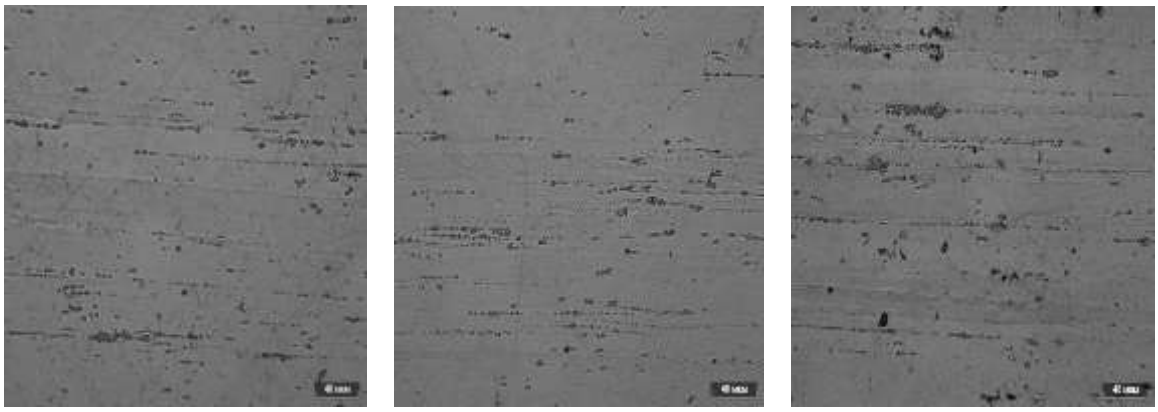
Таким образом, в процессе эксплуатации сборной бурильной трубы при разработке нефтегазовых месторождений наиболее подверженным воздействию окружающей среды, температуры и внешней нагрузки является участок алюминиевой трубы, ввинченный в стальной замок, а также граничный участок контакта трубы и замка. В связи с этим необходимым является проведение систематических сравнительных исследований для определения влияния условий изготовления (горячей посадки замка) и эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1, особенно в месте контакта алюминиевой трубы и стального замка.

Глава IV. Исследование влияния технологического нагрева при изготовлении сборных бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1

4.1. Изменение структуры и свойств сплава Д16Т после технологического нагрева

4.1.1. Структура и фазовый состав

Металлографический (рис. 4.1) и рентгеноструктурный (рис. 4.2) анализы показали, что в структуре бурильной трубы из сплава Д16Т как в состоянии поставки, так и после кратковременного нагрева различной длительности присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды Al_2CuMg (S-фаза) и Al_2Cu (θ-фаза).



а б в

Рис. 4.1. Микроструктура сплава Д16Т (а, б, в) в состоянии поставки (а) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 мин (б) и 10 мин (в). х 200

Анализ, выполненный с использованием электронного сканирующего микроскопа подтвердил установленный фазовый состав исследованного сплава (рис. 4.3). Химический состав интерметаллидов в сплаве Д16Т приведен в табл. 4.2.

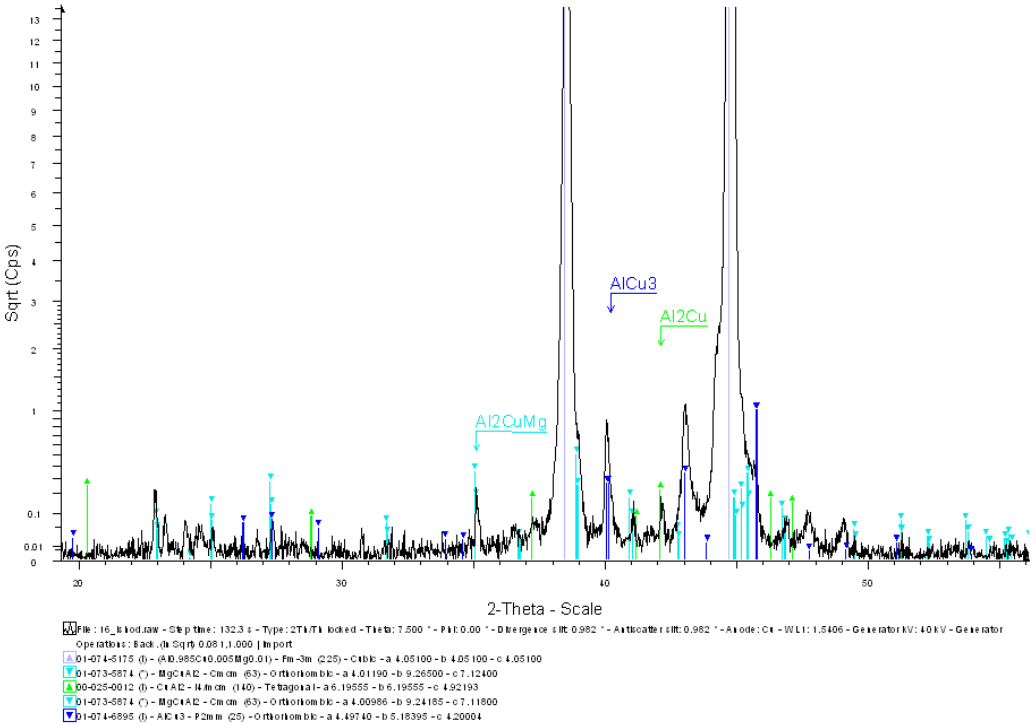
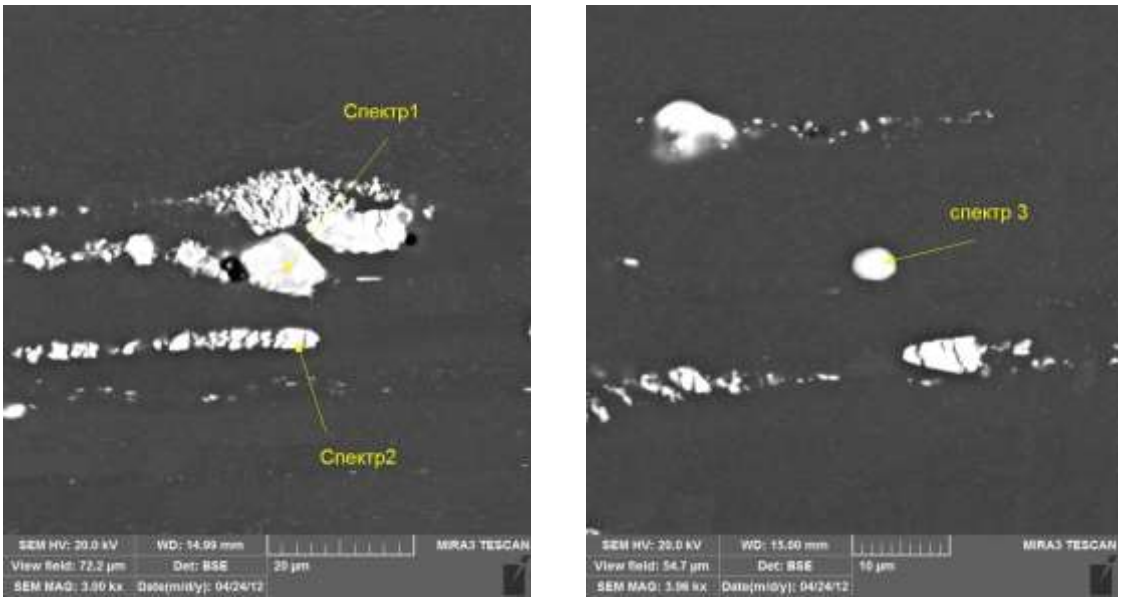


Рис. 4.2. Рентгенограмма сплава Д16Т в состоянии поставки



а б

Рис. 4.3. Микроструктура сплава Д16Т после стандартной термической обработки: а – спектры 1 и 2, б – спектр 3. х 3000

Таблица 4.2. Химический состав интерметаллидов в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки

Химический элемент	Усл. концентр.	Интенсивность (погрешн.)	% масс.	% масс. (погрешн.)	% ат.
Спектр 2 (рис. 4.3)					
Al K	52.85	0.7639	60.77	0.22	77.23
Si K	0.36	0.3718	0.84	0.06	1.03
Mn K	4.17	0.9263	3.95	0.10	2.47
Fe K	10.09	0.9660	9.18	0.13	5.64
Cu K	25.38	0.8826	25.26	0.22	13.63
Суммарно:			100.00		
Спектр 3 (рис. 4.3)					
Mg K	1.26	0.7366	1.62	0.02	2.14
Al K	60.78	0.8211	70.53	0.23	83.79
Mn K	0.25	0.9224	0.26	0.06	0.15
Fe K	0.00	0.9689	0.00	0.00	0.00
Cu K	25.56	0.8830	27.58	0.23	13.92
Суммарно:			100.00		

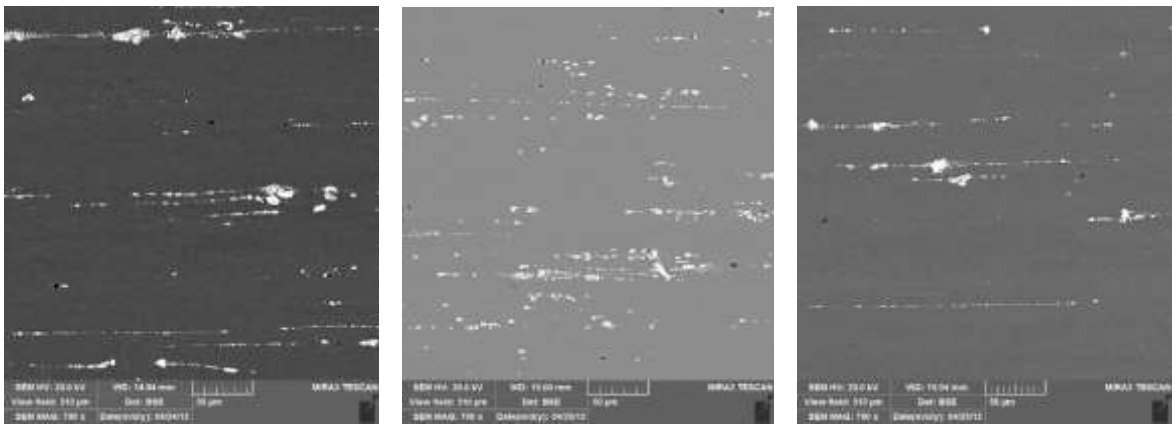
Из табл. 4.2. следует, что спектры 1 и 2 соответствуют фазе Al_2Cu (θ-фаза), причем количество её в структуре сплава преобладает над Al_2CuMg (S-фаза) – спектр 3.

На рис. 4.4 показано электронномикроскопическое изображение структуры сплава Д16Т после технологического нагрева различной длительности. Видно, что после нагрева размеры интерметаллидов увеличиваются.

Влияние технологического нагрева до 250 °С на химический состав S- и θ-фаз в структуре сплава Д16Т представлено в табл. 4.3 и 4.4.

Таблица 4.3. Изменение химического состава θ-фазы в структуре сплава Д16Т после технологического нагрева различной длительности

Состояние материала	Содержание химических элементов, % (масс.)			
	Al	Mn	Fe	Cu
Состояние поставки	60,77	3,95	9,18	26,1
250 °С, 5 мин	58,32	4,30	10,26	27,12
250 °С, 10 мин	54,32	3,30	10,67	33,16



а б в

Рис. 4.4. Микроструктура сплава Д16Т после стандартной термической обработки (а) и после нагрева до 250 °С длительностью 5 мин (б) и 10 мин (в). х 700

Из данных табл. 4.3 следует, что химический состав θ-фазы после нагрева длительностью 5 мин практически не изменяется по сравнению с состоянием поставки. С увеличением длительности выдержки до 10 мин в θ-фазе уменьшается количество Al на 4 % (масс.) и увеличивается количество Cu на 6 % (масс).

Таблица 4.4. Изменение химического состава S-фазы в структуре сплава Д16Т после технологического нагрева различной длительности

Состояние материала	Содержание химических элементов, % (масс.)				
	Mg	Al	Mn	Fe	Cu
Состояние поставки	1,62	70,53	0,26	0,00	27,58
250 °С, 5 мин	2,41	59,19	0,45	0,55	37,40
250 °С, 10 мин	2,47	59,74	0,16	0,15	36,75

Результаты, приведенные в табл. 4.4, показывают, что химический состав S-фазы после нагрева длительностью 5 мин существенно отличается, по сравнению с состоянием поставки. Увеличивается концентрация магния и меди на 1 и 10 % (масс.) соответственно. При увеличении длительности нагрева до 10 мин содержание химических элементов в S-фазе практически

не изменяется. Следовательно, после нагрева длительностью 5 мин S-фаза насыщается магнием и медью.

Таким образом, в результате диффузионных процессов химический состав интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т после технологического нагрева, особенно длительностью до 5 мин, изменяется, однако качественно фазовый состав сплава остается таким же: α-твердый раствор и интерметаллиды Al_2CuMg и Al_2Cu.

В табл. 4.5 приведены результаты количественного металлографического анализа сплава Д16Т в состоянии поставки и после высокотемпературного нагрева по различным режимам. Видно, что при увеличении длительности нагрева до 5-6 мин уменьшаются объемная доля вторичных фаз и плотность их распределения в структуре сплава с 3,40 объемн.% и 12409 1/мм^2 в исходном состоянии до соответственно 2,53 объемн.% и 7820 1/мм^2 после нагрева до 200°С и 2,89 объемн.% и 8203 1/мм^2 – до 250°С. При этом средние значения длины и площади включений существенно возрастают: с 1,80 мкм и 2,70 мкм^2 в состоянии поставки до 2,28 мкм и 5,61 мкм^2 после нагрева до 200°С и 2,77 мкм и 7,35 мкм^2 – до 250°С соответственно. Максимальный диаметр включений при этом практически не изменяется и составляет 2,0-2,3 мкм. Увеличение продолжительности нагрева до 10 мин, наоборот, приводит к росту объемной доли и плотности распределения вторичных фаз в структуре сплава и уменьшению средних значений длины и площади до 4,16 объемн.%; 14238 1/мм^2; 1,84 мкм; 2,50 мкм^2 при 200°С и до 4,30 объемн.%; 16350 1/мм^2; 1,50 мкм; 2,80 мкм^2 при 250°С соответственно (табл. 4.5). Максимальный диаметр интерметаллидов при этом незначительно возрастает – до 2,6-2,8 мкм.

Таблица 4.5. Количество и размеры интерметаллидных фаз (ИФ) в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала									
	исходное (поставка)	после технологического нагрева по режиму:								
		200 °С					250 °С			
		длительность нагрева, мин					длительность нагрева, мин			
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	3,40	2,57	2,50	2,53	3,32	4,16	2,48	2,50	2,89	3,55	4,30
Плотность распределения, 1/мм^2	12409	7973	7536	7820	9536	14238	6646	7600	8203	12100	16350
Средняя длина, мкм	1,80	1,92	2,06	2,28	2,16	1,84	2,16	2,40	2,77	2,09	1,50
Средняя площадь, мкм^2	2,70	3,10	4,20	5,61	3,84	2,50	3,82	4,60	7,35	4,65	2,80
Максимальный диаметр, мкм	2,00	2,07	2,12	2,19	2,36	2,60	2,18	2,27	2,35	2,46	2,77

Таким образом, из полученных экспериментальных данных следует, что при нагреве в интервале температур 200…250°С длительностью до 5-6 мин в структуре сплава Д16Т происходит уменьшение общего количества интерметаллидных фаз за счет значительного уменьшения количества мелких включений, а более крупные – не претерпевают заметных изменений. При увеличении длительности нагрева больше ~ 6 мин происходит существенное увеличение общего количества вторичных фаз вследствие увеличения количества мелких включений при некотором росте размеров крупных интерметаллидов. При электронномикроскопическом исследовании интерметаллидов выявлено, что при выдержка до 5 мин при температуре 250 °С приводит к насыщению интерметаллида Al_2CuMg (S-фаза) медью и магнием (табл. 4.4), и практически не изменяет химический состав интерметаллида Al_2Cu (θ-фаза) (табл. 4.3) по сравнению с состоянием поставки. При увеличении выдержки до 10 мин при 250 °С S-фаза, наоборот,

практически не изменяет химический состав в отличие от θ-фазы, в которой увеличивается содержание меди (табл. 4.3 и 4.4).

Установленные закономерности позволяют предположить, что при кратковременном (< 5-6 мин) технологическом нагреве в естественно состаренном сплаве Д16Т происходит процесс растворения предвыделений, а также мелкодисперсных включений θ-фазы, известный как «возврат при старении» [49, 50, 53, 54]. Одновременно в структуре сплава происходит выделение S-фазы, о чем свидетельствует увеличение в ней содержания меди и магния. Однако количество θ-фазы в структуре сплава значительно превалирует над S-фазой, как следствие, общее количество интерметаллидов уменьшается. В результате этого происходит некоторое разупрочнение сплава и повышение пластичности (рис. 4.5). Более длительный (6-10 мин) нагрев инициирует протекание в сплаве процесса искусственного старения с выделением мелкодисперсных интерметаллидных θ-фаз о чем свидетельствует увеличение в ней содержания меди (табл. 4.5). Это приводит к упрочнению сплава, независимо от некоторой коагуляции не растворившихся крупных включений, присутствовавших в структуре в состоянии поставки [54, 72] . Протекание рассмотренных процессов в сплаве Д16Т подтверждается характером изменения микротвердости в зависимости от длительности технологического нагрева (рис. 4.5).

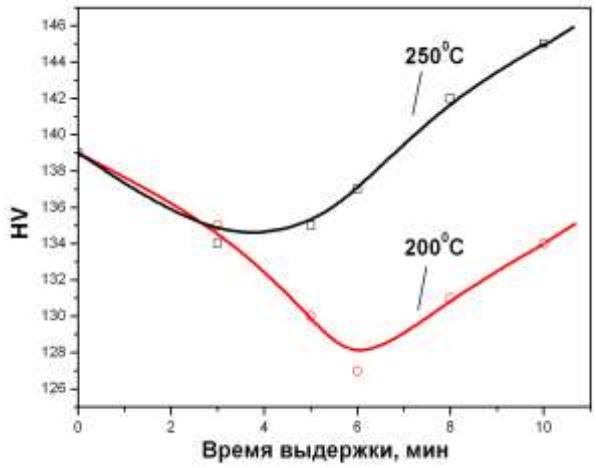


Рис. 4.5. Изменение микротвердости HV сплава Д16Т в зависимости от режима технологического нагрева

4.1.2. Механические свойства

Изменение механических свойств сплава Д16Т после технологического нагрева по различным режимам показано на рис. 4.6. Из графиков видно, что выдержка образцов длительностью 3…10 мин при температурах 200 и 250 °С не значительно влияет на свойства сплава Д16Т.

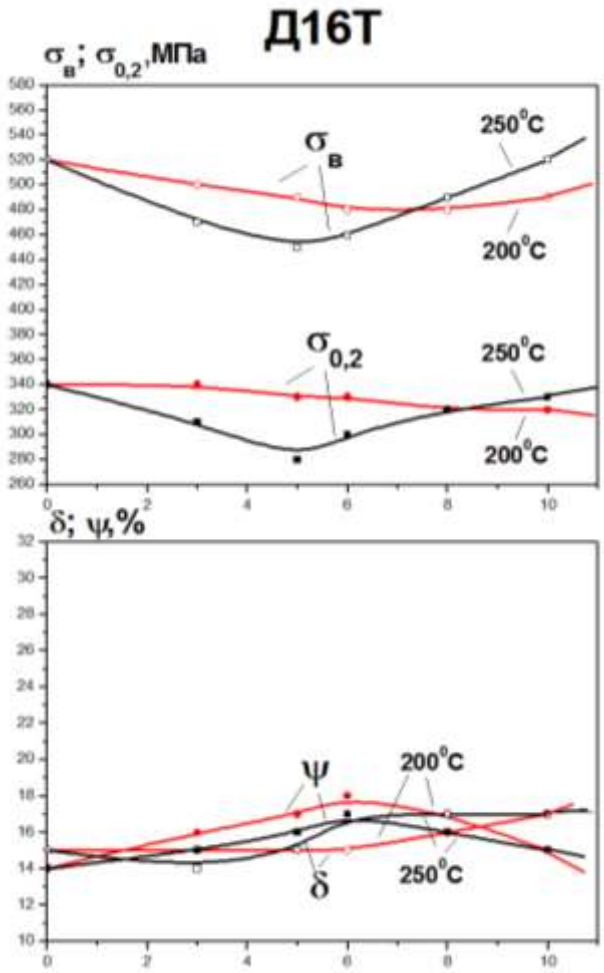


Рис. 4.6. Влияние температуры и длительности технологического нагрева на механические свойства сплава Д16Т

Нагрев сплава Д16Т при 200…250 °С длительностью до ~ 5-7 мин снижает предел прочности $\sigma_в$ на 40-70 МПа и предел текучести $\sigma_{0,2}$ на

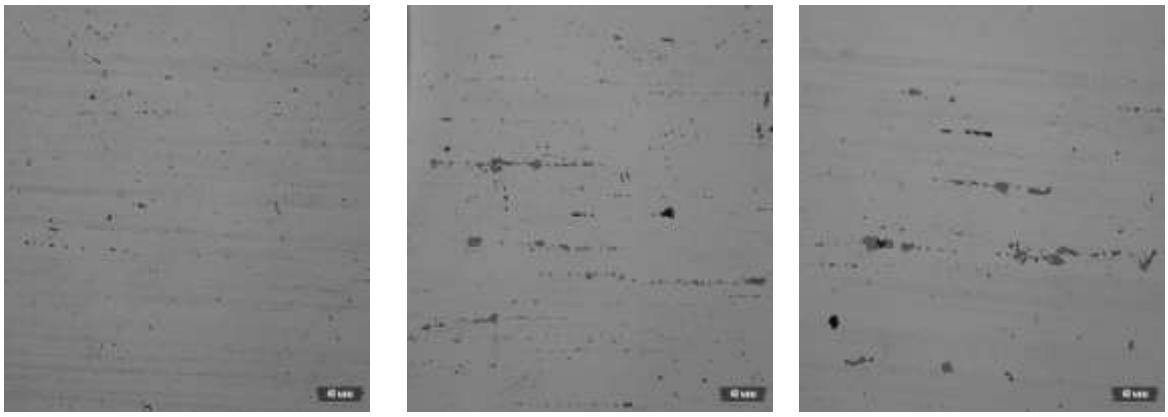
20-60 МПа по сравнению с исходным состоянием. Относительное удлинение δ и относительное сужение ψ при этом повышаются на 2-4 %. Увеличение длительности выдержки до 10 мин оказывает противоположное влияние на свойства сплава, в результате чего прочность и пластичность возвращаются практически к исходному уровню. При этом характер изменения свойств сплава Д16Т одинаковый при обеих температурах. Однако при 250 °С абсолютные значения изменений свойств больше, а перегиб на зависимостях сдвинут в сторону меньших выдержек по сравнению с 200 °С.

Полученные результаты свидетельствуют об устойчивости сплава Д16Т к технологическому нагреву. Прочностные и пластические характеристики сплава Д16Т относительно стабильны в интервале температур 200…250 °С в течение 3…10 мин и после выдержки длительностью 10 мин практически соответствуют исходным значениям в состоянии поставки.

4.2. Изменение структуры и свойств сплава 1953Т1 после технологического нагрева

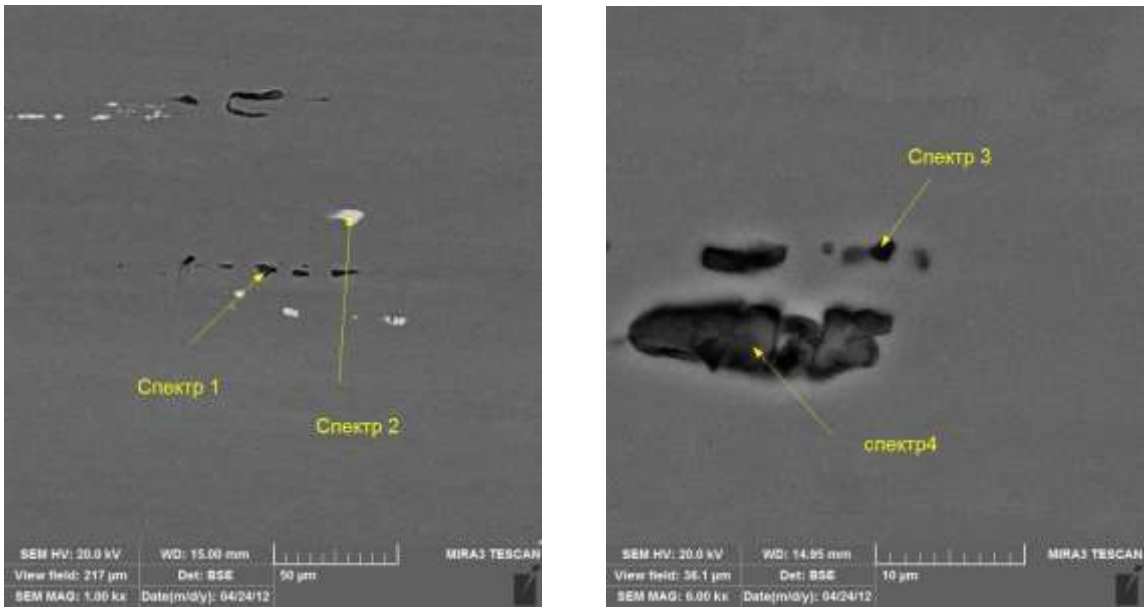
4.2.1. Структура и фазовый состав

Технологический нагрев сплава 1953Т1, как и сплава Д16Т, также качественно не изменяет его фазовый состав, но оказывает существенное влияние на количество и размер вторичных включений. Как в состоянии поставки (рис. 4.7а), так и после нагрева различной длительности (рис. 4.7б, в) в структуре сплава присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды. Результаты электронномикроскопического (рис. 4.8) и рентгеноструктурного (рис. 4.9) анализов позволили идентифицировать интерметаллиды в сплаве 1953Т1 как $MgZn_2$ и Al_2CuMg.



а б в

Рис. 4.7**.** Микроструктура сплава 1953Т1 в состоянии поставки (а) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 мин (б) и 10 мин (в). х 200



а б

Рис. 4.8. Микроструктура сплава 1953Т1 после стандартной термической обработки. х 1000 (а), х 6000 (б)

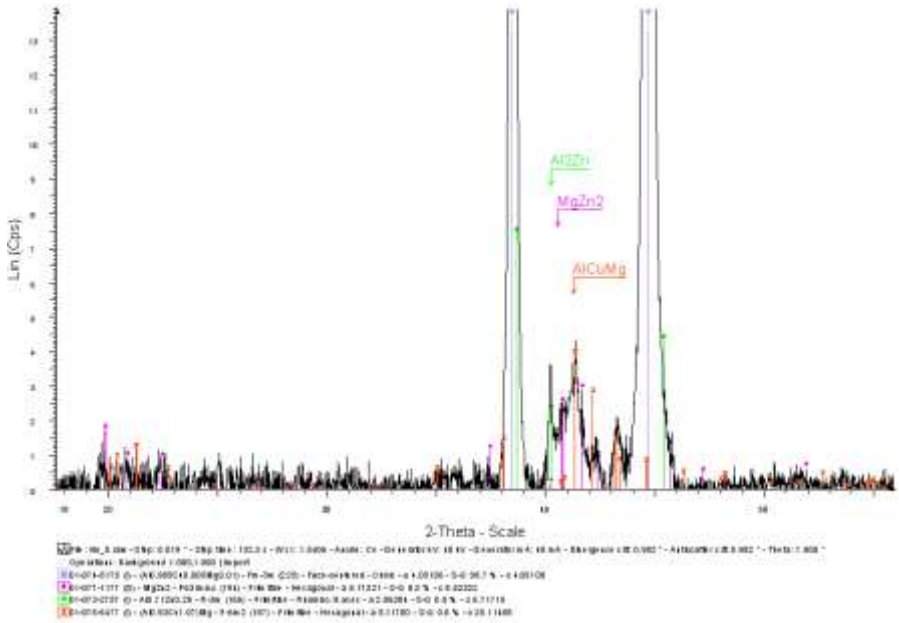


Рис. 4.9. Рентгенограмма сплава 1953Т1 в состоянии поставки

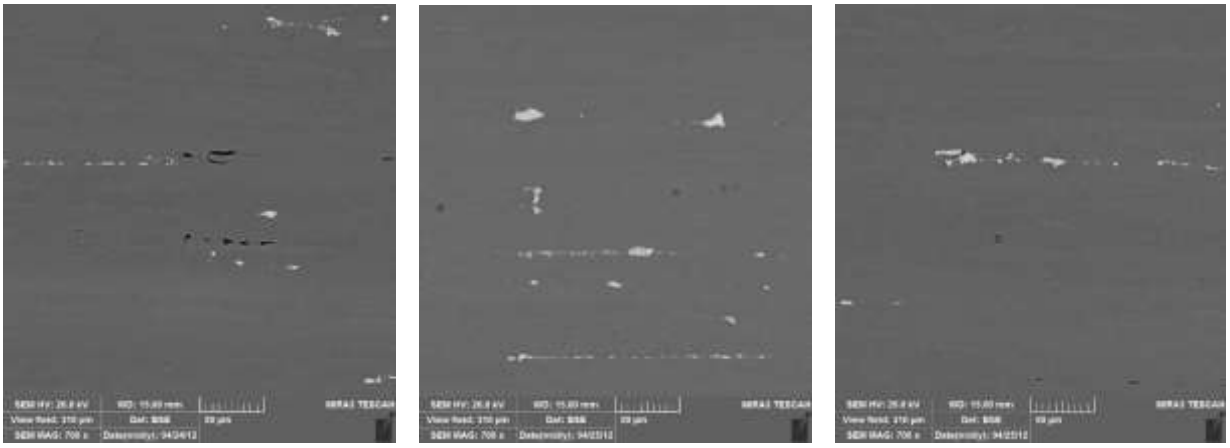
Химический состав интерметаллидов, определенный в участках микроструктуры сплава 1953Т1, представленной на рис. 4.8, приведен в табл. 4.6.

Таблица 4.6. Химический состав интерметаллидов в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки

Химический элемент	Усл. концентр.	Интенсивность (погрешн.)	%, масс.	%, масс. (погрешн.)	%, ат.
Спектр 1 (рис. 4.10)					
Al K	60.40	1.0509	92.17	0.19	47.59
Mg K	0.36	1.0002	1.11	0.01	0.33
Zn K	3.29	0.8234	5.99	0.18	1.36
Cu K	0.35	0.8245	0.73	0.10	0.15
Суммарно:			100.00		
Спектр 3 (рис. 4.10)					
Mg K	1.87	1.0551	2.77	0.02	2.13
Al K	61.25	1.0569	90.73	0.19	62.97
Zn K	3.84	0.8357	6.60	0.19	2.06
Cu K	0.51	0.8365	0.90	0.11	0.28
Суммарно:			100.00		

Из табл. 4.6, следует, что спектры 1 и 3 на рис. 4.8 имеют практически одинаковый химический состав. В интерметаллидах преобладает содержание магния и цинка – основных легирующих элементов сплава 1953Т1.

На рис. 4.10 показана микроструктура сплава 1953Т1 после технологического нагрева различной длительности. Видно, что увеличение длительности выдержки при 200 °С приводит к увеличению размеров интерметаллидов. При этом в их составе увеличивается содержание меди и цинка на 5 и 2 % (масс.) соответственно (табл. 4.7). Полученные результаты свидетельствуют о протекании процесса старения в сплаве 1953Т1 как при кратковременном, так и более длительном технологическом нагреве.



а б в

Рис. 4.10. Микроструктура сплава 1953Т1 после стандартной термической обработки (а) и после нагрева до 250 °С длительностью 5 мин (б) и 10 мин (в). х 700

В табл. 4.8 приведены результаты количественного металлографического анализа сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после высокотемпературного нагрева по различным режимам.

Таблица 4.7. Изменение химического состава интерметаллидов в структуре сплава 1953Т1 после технологического нагрева различной длительности

Состояние материала	Содержание химических элементов, % (масс.)			
	Mg	Al	Zn	Cu
состояние поставки	2,77	90,73	6.60	0,90
нагрев 250 °С, 5 мин	1,11	85,80	8.47	4,62
нагрев 250 °С, 10 мин	1,31	84,13	8.21	6,35

Таблица 4.8. Количество и размеры интерметаллидных фаз (ИФ) в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала										
	Исходное (поставка)	после технологического нагрева по режиму:									
		200 °С					250 °С				
		длительность нагрева, мин					длительность нагрева, мин				
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	0,50	0,58	0,53	0,60	1,80	1,60	0,72	1,00	1,69	1,55	2,15
Плотность распределения, 1/мм^2	1491	1375	1372	1408	1170	928	1521	1570	1485	1078	800
Средняя длина, мкм	1,90	1,86	1,94	2,03	2,38	2,70	2,02	2,19	2,24	2,52	3,05
Средняя площадь, мкм^2	3,10	3,04	2,97	3,26	3,82	4,40	3,18	3,26	3,39	3,95	4,79
Максимальный диаметр, мкм	2,10	1,93	2,10	2,17	2,24	2,49	2,14	2,40	2,53	2,94	3,46

Количественный металлографический анализ показал, что в исходном состоянии объемная доля интерметаллидных фаз и плотность их распределения в структуре сплава составляют соответственно 0,50 объемн.% и 1491 1/мм^2, средние длина и площадь – 1,90 мкм и 3,10 мкм^2, а максимальный диаметр – 2,10 мкм. Выдержка длительностью до ~ 6 мин при температуре 200°С не оказывает заметного влияния на структуру сплава 1953Т1, а при 250°С приводит к некоторому увеличению объемной доли и средних значений длины и площади вторичных включений – до

1,69 объемн.%; 2,24 мкм и 3,39 мкм^2 соответственно. При этом плотность распределения интерметаллидов в структуре и их максимальный диаметр изменяются незначительно. Увеличение длительности нагрева до 10 мин в 2…3 раза увеличивает количество и размер вторичных фаз и уменьшает плотность их распределения в структуре сплава, причем тем значительнее, чем выше температура (табл. 4.8). После нагрева до 250°С длительностью 10 мин объемная доля интерметаллидов в структуре, плотность их распределения и средние значения длины и площади составляют 2,15 объемн.%; 800 1/мм^2; 3,05 мкм и 4,79 мкм^2 соответственно, а максимальный диаметр – 3,46 мкм.

Из анализа экспериментальных данных следует, что в сплаве 1953Т1 процесс старения при температурах технологического нагрева 200…250°С имеет одинаковый характер во всем исследованном интервале выдержек. При старении в структуре сплава происходит выделение вторичных интерметаллидов и коагуляция имеющихся и выделяющихся включений [49, 50, 53, 54, 72]. При длительности технологического нагрева менее 5…6 мин эти процессы протекают медленно и практически не оказывают влияния на свойства материала. Увеличение длительности нагрева более ~ 6 мин значительно интенсифицирует процесс старения, особенно при 250°С, причем коагуляция интерметаллидов превалирует над их выделением в структуре. Вследствие этого нагрев длительностью 6…10 мин приводит к существенному разупрочнению сплава 1953Т1. Зависимость изменения микротвердости от длительности технологического нагрева подтверждает такой характер структурных изменений в сплаве 1953Т1 (рис. 4.11).

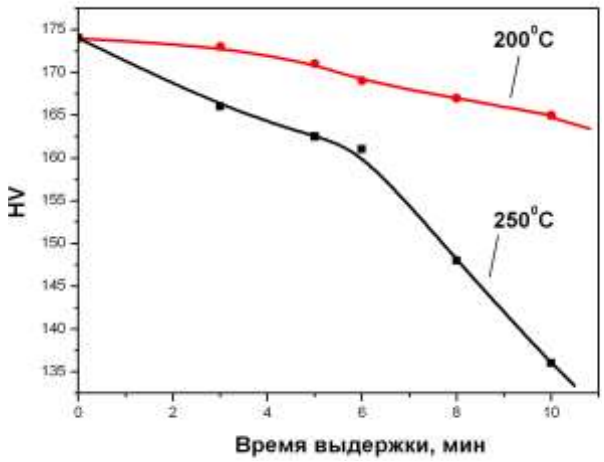


Рис. 4.11. Изменение микротвердости HV сплава 1953Т1
в зависимости от режима технологического нагрева

4.2.2. Механические свойства

Изменение механических свойств сплава 1953Т1 в результате выдержки при 200…250 °С показано на рис. 4.12. Видно, что характер кривых одинаковый во всем исследованном временном интервале, но величина изменений существенно зависит от ее длительности. При увеличении выдержки до 5-6 мин происходит плавное и незначительное снижение прочностных и повышение пластических характеристик по сравнению с исходным состоянием. Дальнейшее увеличение выдержки резко интенсифицирует изменение свойств сплава. Так, после 10 мин выдержки при 200 °С $\sigma_в$ снижается на 80 МПа и $\sigma_{0,2}$ – на 110 МПа, а при 250 °С – на 90 и 180 МПа соответственно. Одновременно δ и ψ повышаются при 200 °С на 4 % и при 250°С – на 5 и 8 % соответственно. Характерно, что влияние повышения температуры от 200 до 250°С проявляется для сплава 1953Т1 значительно сильнее, чем для сплава Д16Т.

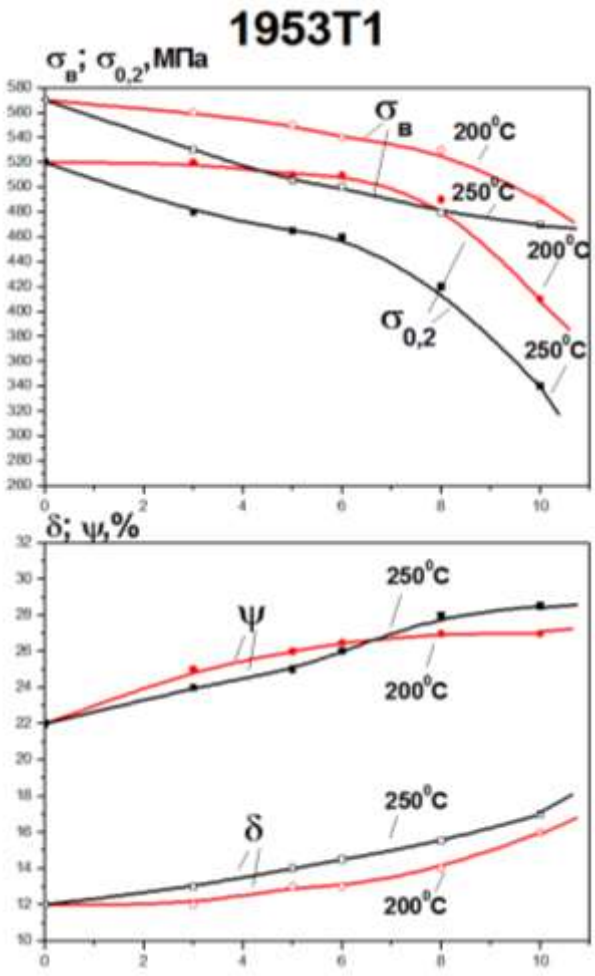


Рис. 4.12. Влияние температуры и длительности технологического нагрева на механические свойства сплава 1953Т1

Полученные результаты свидетельствуют о значительно большей устойчивости сплава Д16Т к технологическому нагреву по сравнению со сплавом 1953Т1. Прочностные и пластические характеристики сплава Д16Т относительно стабильны в интервале температур 200…250°С в течение 3…10 мин и после выдержки длительностью 10 мин практически соответствуют исходным значениям в состоянии поставки. В противоположность этому, сплав 1953Т1, имеющий более высокие прочностные свойства в исходном состоянии, существенно более чувствителен к технологическому нагреву. Выдержка длительностью больше 5-6 мин приводит к резкому разупрочнению сплава, особенно при

температуре 250 °С, и после выдержки 8-10 мин относительное снижение прочностных характеристик сплава 1953Т1 по сравнению с состоянием поставки достигает 15-30 %.

Экспериментальные данные показывают также, что сплав Д16Т не только более устойчив к разупрочнению при технологическом нагреве, но и имеет значительно больший запас пластичности по сравнению со сплавом 1953Т1. На рис. 4.13 видно, что по величине отношения $\sigma_{0,2} / \sigma_в$ сплав Д16Т имеет преимущество перед 1953Т1 как в состоянии поставки, так и после технологического нагрева по всем исследованным режимам.

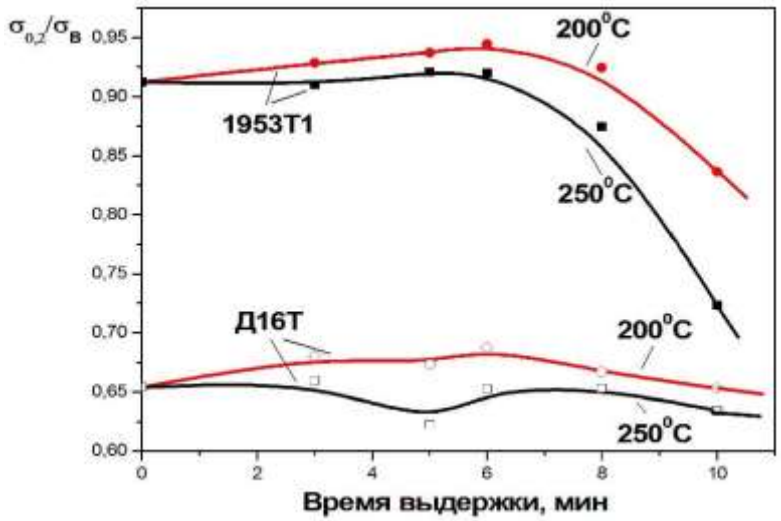


Рис. 4.13**.** Влияние температуры и длительности технологического нагрева на величину отношения $\sigma_{0,2} / \sigma_в$ сплавов Д16Т и 1953Т1

4.3. Заключение по главе IV

Результаты экспериментальных исследований, выполненных в главе IV, позволили установить, что технологический нагрев в область температур 200…250 °С длительностью до 10 мин при горячей посадке замкового соединения оказывает значительное влияние на механические свойства бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1. Изменение свойств металла бурильных труб обусловлено протеканием

диффузионных процессов в структуре металла, характер которых в исследованных сплавах различен.

Установленное различие в процессах, происходящих в исследованных сплавах при технологическом нагреве в интервале температур 200…250 °С, обусловливает их разную устойчивость к разупрочнению при изготовлении бурильных труб. В результате противоположного действия «возврата при старении» и последующего дисперсионного твердения механические свойства сплава Д16Т после нагрева длительностью до ~ 6 мин изменяются незначительно, а длительностью 6-10 мин практически не изменяются относительно состояния поставки. Важно, что повышение температуры нагрева от 200 до 250 °С несущественно влияет на величину изменения прочности и пластичности сплава. Благодаря этому сплав Д16Т является устойчивым к технологическому нагреву в условиях монтажа бурового оборудования и не требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров горячей посадки замкового соединения. Более того, рекомендуемым является более длительный нагрев – 8-10 мин.

Распад твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз приводят к разупрочнению сплава 1953Т1 при технологическом нагреве во всем исследованном интервале выдержек, особенно интенсивно при длительности более 5-6 мин. Будучи более прочным по сравнению со сплавом Д16Т в состоянии поставки, сплав 1953Т1 значительно уступает ему по этому показателю после нагрева. Так, в исходном состоянии $\sigma_в$ сплава 1953Т1 на 50 МПа выше, чем сплава Д16Т. После нагрева длительностью 10 мин при 200 °С значения предела прочности обоих сплавов одинаковые, а при 250 °С – $\sigma_в$ сплава 1953Т1 на 50 МПа ниже, чем сплава Д16Т. Низкая стойкость сплава 1953Т1 к разупрочнению при технологическом нагреве требует жесткого регламентирования и контроля параметров горячей посадки замка. При этом не рекомендуется превышать температуру нагрева бурильной трубы выше 200 °С и длительность нагрева – более 6 мин.

ГЛАВА V. Исследование влияния параметров технологии изготовления и условий эксплуатации бурильных труб на структурную стабильность и изменение свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1

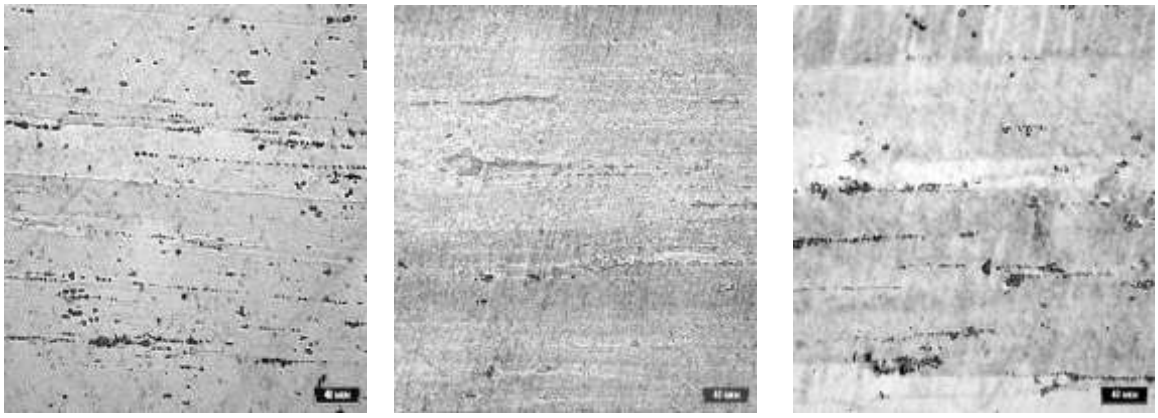
5.1. Изменение структуры и свойств сплава Д16Т после технологического и эксплуатационного нагревов

5.1.1. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на структуру и фазовый состав сплава

Металлографический и рентгенофазовый анализы позволили установить, что в структуре сплава Д16Т как в состоянии поставки, так и после технологического с последующим эксплуатационным нагревов различной длительности присутствует α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды Al_2CuMg (S-фаза) и Al_2Cu (θ-фаза). Таким образом, качественно фазовый состав сплава в результате этих нагревов не изменяется, однако, как показывает анализ полученных экспериментальных данных, их температура и длительность значительно влияют на количество и размеры интерметаллидных включений (рис. 5.1).

В табл. 5.1 приведены результаты количественного металлографического анализа структуры сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического и эксплуатационного нагревов по различным режимам. Видно, что после 500 ч выдержки при 150 °С в структуре сплава увеличиваются объемная доля и плотность распределения интерметаллидных фаз. При этом средние значения длины и площади включений значительно уменьшаются, а их максимальный диаметр практически не изменяется. Увеличение продолжительности эксплуатационного нагрева от 500 до 1000 ч оказывает противоположное влияние на количественные характеристики микроструктуры сплава, причем несколько увеличивает максимальный диаметр включений. Следует отметить, что повышение температуры

предварительного технологического нагрева от 200 до 250 °С незначительно усиливает влияние эксплуатационного нагрева на установленные изменения в структуре сплава.



а б в

Рис. 5.1. Микроструктура сплава Д16Т в состоянии поставки (а) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 мин с последующим эксплуатационным нагревом при 150 °С длительностью 500 ч (б) и 1000 ч (в). х 200

Таблица 5.1. Количество и размеры интерметаллидных фаз (ИФ) в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического и эксплуатационного нагревов по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала												
	Исходное (поставка)	после технологического и эксплуатационного нагревов по режимам:											
		200 °С						250 °С					
		6 мин			10 мин			6 мин			10 мин		
		150 °С						150 °С					
		0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч
Объемная доля, %	3,40	2,53	4,15	5,45	4,16	5,47	6,28	2,89	4,76	5,75	4,30	5,98	6,40
Плотность распределения, 1/мм^2	12409	7820	16366	15252	14238	28125	13709	8203	16239	12110	16350	24351	12648
Средняя длина, мкм	1,80	2,28	1,32	1,56	1,84	1,12	2,32	2,77	1,30	1,51	1,50	1,21	2,77
Средняя площадь, мкм^2	2,70	5,61	1,54	1,60	2,50	1,24	4,73	7,35	1,47	1,90	2,80	1,35	5,60
Максимальный диаметр, мкм	2,00	2,19	2,02	2,11	2,60	2,64	2,76	2,35	2,29	2,37	2,77	2,85	3,09

Таким образом, из полученных экспериментальных данных следует, что в процессе выдержки до 500 ч при температуре эксплуатации 150 °С в структуре сплава Д16Т происходит значительное увеличение общего количества вторичных интерметаллидных фаз вследствие увеличения количества мелких включений. При более длительной выдержке – до 1000 ч происходит укрупнение интерметаллидных включений, причем преимущественно за счет коагуляции мелких частиц.

Установленные закономерности позволяют предположить, что в начальный период выдержки при температуре эксплуатации в структуре сплава Д16Т получает развитие процесс дисперсионного твердения, начало которого было подготовлено предшествующим технологическим нагревом (глава IV). По этой причине структурные изменения в сплаве при 150 °С несколько усиливаются при повышении температуры и увеличении длительности технологического нагрева.

Увеличение количества дисперсных включений в структуре сплава Д16Т в результате протекания начальных стадий искусственного старения в процессе выдержки при 150 °С способствует упрочнению матричного твердого раствора [49, 50, 53]. Характерно, что выдержка длительностью до 500 ч мало влияет на величину $\sigma_в$ и практически не изменяет $\sigma_{0,2}$ сплава, незначительно повышая δ и ψ. Этот факт, как и незначительное изменение микротвердости сплава (рис. 5.2), свидетельствует о сохранении прочности матрицы. Увеличение продолжительности выдержки при 150 °С до 1000 ч, сопровождающееся началом коагуляции вторичных интерметаллидов, приводит к постепенному разупрочнению сплава [54]. Однако этот процесс в сплаве Д16Т происходит медленно и не приводит к значительному изменению механических свойств.

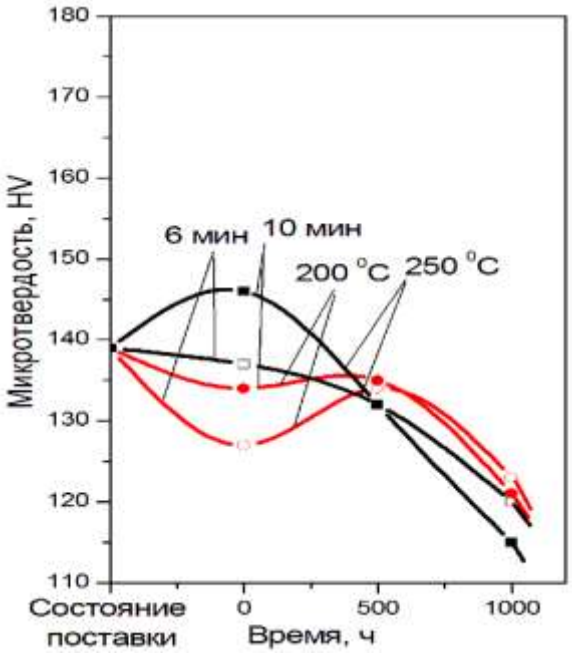


Рис. 5.2. Влияние длительности выдержки при 150 °С на микротвердость сплава Д16Т после предварительного нагрева (точка «0») до 200 или 250 °С с выдержкой 6 или 10 мин

5.1.2. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на механические свойства сплава

Изменение прочности и пластичности сплава Д16Т после технологического нагрева исследовано в главе IV. Установлено, что технологический нагрев в интервале температур 200…250 °С длительностью до 10 мин при горячей посадке замкового соединения оказывает существенное влияние на структуру и механические свойства металла бурильных труб из алюминиевого сплава Д16Т.

Структурный анализ показал, что обнаруженное изменение свойств сплава Д16Т при технологическом нагреве бурильной трубы обусловлено протеканием диффузионных процессов. В результате противоположного действия «возврата при старении» и последующего дисперсионного твердения свойства сплава Д16Т после нагрева практически не изменяются относительно состояния поставки.

На основании анализа полученных экспериментальных данных по влиянию технологического нагрева на структуру и свойства сплава Д16Т исследование влияния последующего эксплуатационного нагрева проводили на образцах, предварительно подвергнутых технологическому нагреву по наиболее характерным режимам: температура 200 и 250 °С, выдержка 6 и 10 мин.

На рис. 5.3 показано изменение механических свойств сплава Д16Т после технологического нагрева по выбранным режимам и последующего эксплуатационного нагрева: температура 150 °С, выдержка 500 и 1000 ч. Видно, что для сплава Д16Т эксплуатационная выдержка при 150 °С длительностью 500 ч не оказывает существенного влияния на временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, а длительностью 1000 ч – незначительно снижает его: на 30-90 МПа относительно состояния материала после технологического нагрева (в зависимости от его режима) и на 80-100 МПа относительно состояния поставки. Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ сплава после 500 ч выдержки незначительно повышается – на 20-70 МПа, а после 1000 ч – снижается до уровня, соответствующего состоянию после технологического нагрева. Изменение пластических характеристик сплава – относительных удлинения δ и сужения ψ – в процессе выдержки при 150 °С показывает тенденцию к их снижению на 2-7 % при увеличении длительности выдержки до 500 ч и стабилизацию значений при большей выдержке.

Важно отметить, что повышение температуры предварительного кратковременного технологического нагрева от 200 до 250 °С и увеличение выдержки от 6 до 10 мин практически не оказывают влияния на характер и интенсивность изменения механических свойств сплава Д16Т при последующей длительной эксплуатационной выдержке при 150 °С.

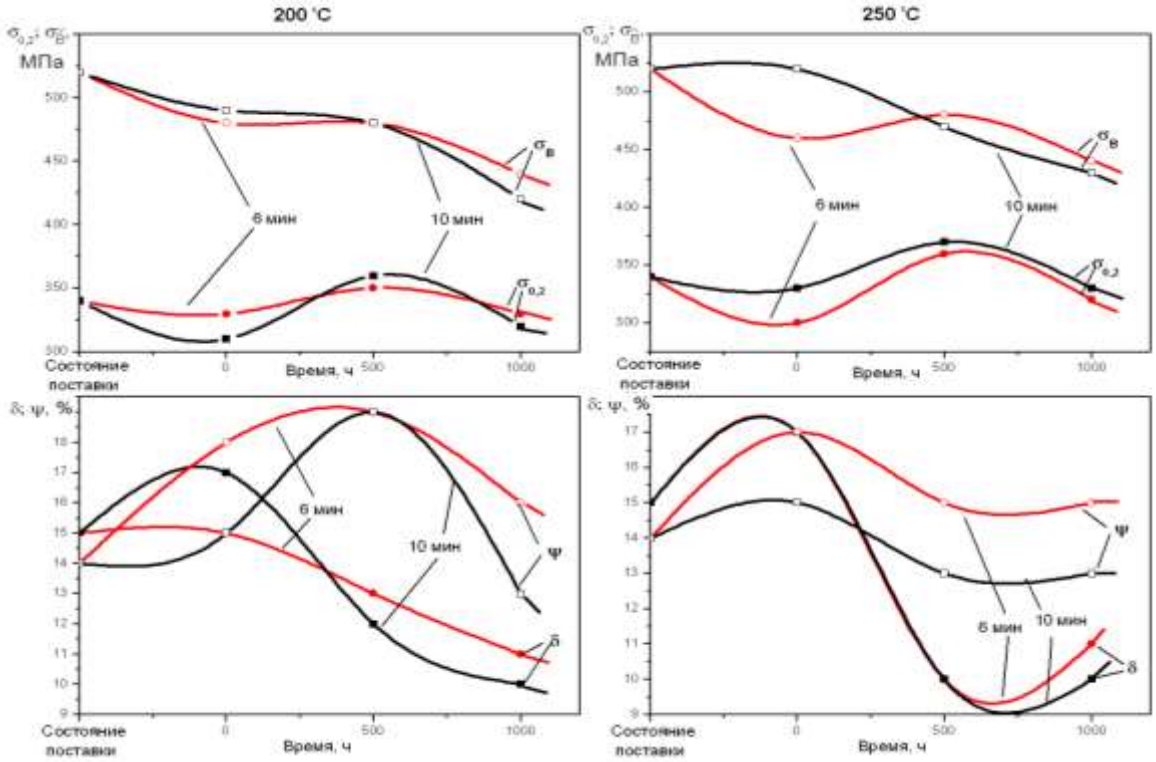
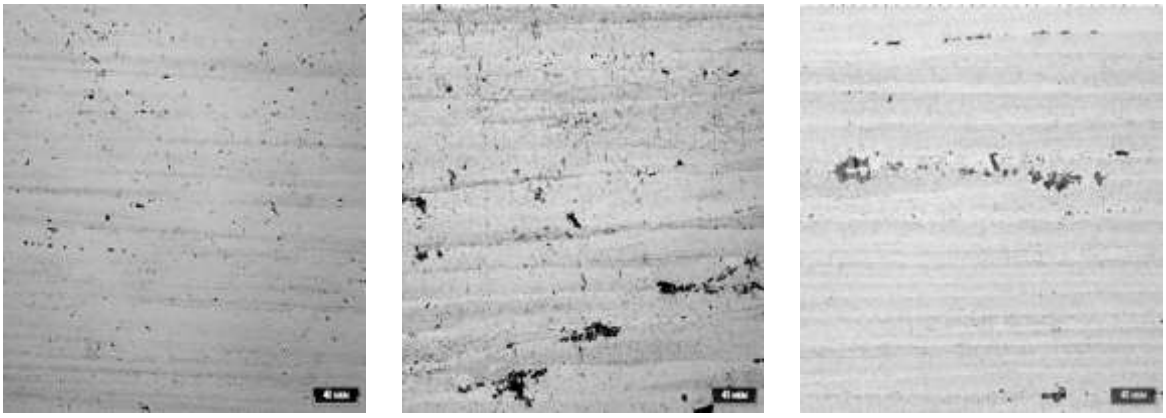


Рис. 5.3. Влияние длительности выдержки при 150 °С на механические свойства сплава Д16Т после предварительного нагрева (точка «0») до 200 или 250 °С с выдержкой 6 или 10 мин

5.2. Изменение структуры и свойств сплава 1953Т1 после технологического и эксплуатационного нагревов

5.2.1. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на структуру и фазовый состав сплава

Эксплуатационный нагрев сплава 1953Т1, как и сплава Д16Т, также качественно не изменяет его фазовый состав, но оказывает существенное влияние на количество и размер вторичных включений (рис. 5.4). Как в состоянии поставки, так и после технологического и эксплуатационного нагревов в структуре сплава присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды $MgZn_2$ (β-фаза) и $Al_2M_3Zn_3$ (Т-фаза).



а б в

Рис. 5.4. Микроструктура сплава 1953Т1 в состоянии поставки (а) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 мин с последующим эксплуатационным нагревом при 150 °С длительностью 500 ч (б) и 1000 ч (в). х 200

Количественный металлографический анализ показал (табл. 5.2.), что в процессе выдержки при температуре эксплуатации 150 °С объемная доля интерметаллидных фаз в структуре сплава 1953Т1 возрастает незначительно, но резко увеличиваются их размеры и уменьшается плотность распределения. Структурные изменения в сплаве имеют монотонный характер, интенсивно развиваясь с начала выдержки и несколько затухая после 500 ч. Следует отметить, что установленные количественные изменения структурных параметров в процессе выдержки при 150 °С получают значительно большее развитие в сплаве 1953Т1 при повышении температуры и увеличении длительности предшествующего технологического нагрева.

Таблица 5.2. Количество и размеры интерметаллидных фаз (ИФ) в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после технологического и эксплуатационного нагревов по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала												
	исходное (поставка)	после технологического и эксплуатационного нагревов по режимам:											
		200 °С						250 °С					
		6 мин			10 мин			6 мин			10 мин		
		150 °С						150 °С					
		0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч
Объемная доля, %	0,50	0,60	1,30	1,46	1,60	1,83	1,85	1,69	2,51	2,68	2,15	2,63	2,78
Плотность распределения, 1/мм^2	1491	1408	742	679	928	684	655	1485	692	634	800	573	536
Средняя длина, мкм	1,90	2,03	3,88	3,90	2,70	4,47	4,71	2,24	4,45	4,73	3,05	4,83	4,92
Средняя площадь, мкм^2	3,10	3,26	5,46	5,89	4,40	6,34	6,80	3,39	5,75	6,33	4,79	6,62	7,10
Максимальный диаметр, мкм	2,10	2,17	4,14	4,31	2,49	4,69	4,83	2,53	4,56	4,87	3,46	4,67	4,73

Анализ экспериментальных данных свидетельствует об интенсивном протекании процесса искусственного старения в сплаве 1953Т1 с начала выдержки и во всем ее исследованном интервале при температуре эксплуатации 150 °С. При этом старение происходит на стадии распада пересыщенного α-твердого раствора с выделением некогерентных вторичных фаз [49, 50, 53, 54, 72], что оказывает определяющее влияние на свойства сплава, особенно в начальный период выдержки. Увеличение длительности выдержки более 500 ч приводит к перестариванию сплава и процесс постепенно затухает. Коагуляция интерметаллидов и разупрочнение матричного твердого раствора (рис. 5.5) вызывают снижение прочностных и повышение пластических характеристик сплава 1953Т1 и являются причиной уменьшения коэффициента деформационного упрочнения. Как следствие, эксплуатационный нагрев длительностью до 500 ч приводит к резкому разупрочнению сплава 1953Т1, а увеличение его длительности – к менее значительному снижению прочности и повышению пластичности сплава.

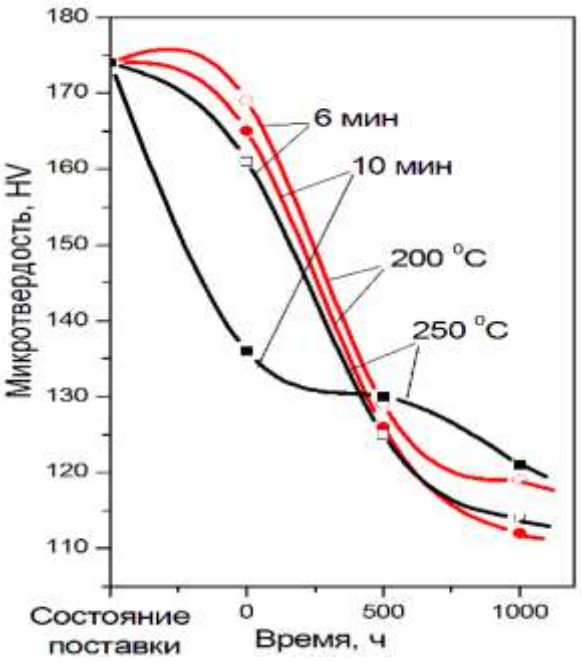


Рис. 5.5. Влияние длительности выдержки при 150 °С на микротвердость сплава 1953Т1 после предварительного нагрева (точка «0») до 200 или 250 °С с выдержкой 6 или 10 мин

Быстрый распад матричного твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз в структуре сплава 1953Т1 при технологическом и эксплуатационном нагревах приводят к его резкому разупрочнению.

5.2.2. Влияние технологического и последующего эксплуатационного нагревов на механические свойства сплава

Изменение механических свойств сплава 1953Т1 после технологического нагрева исследовано в главе IV. Установлено, что технологический нагрев в интервале температур 200…250 °С длительностью до 10 мин при горячей посадке замкового соединения оказывает существенное влияние на структуру и механические свойства металла бурильных труб из алюминиевого сплава 1953Т1.

Структурный анализ показал, что обнаруженное изменение свойств сплава 1953Т1 при технологическом нагреве бурильной трубы обусловлено протеканием диффузионных процессов. Распад твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз при нагреве сплава 1953Т1 во всем исследованном интервале выдержек приводят к его значительному разупрочнению.

На основании анализа полученных экспериментальных данных по влиянию технологического нагрева на структуру и свойства сплава 1953Т1 исследование влияния последующего эксплуатационного нагрева проводили на образцах, предварительно подвергнутых технологическому нагреву по наиболее характерным режимам: температура 200 и 250 °С, выдержка 6 и 10 мин.

Эксплуатационная выдержка сплава 1953Т1 длительностью 500 ч при 150 °С приводит к резкому и значительному снижению прочностных характеристик: $\sigma_в$ – на 70-110 МПа и $\sigma_{0,2}$ – на 20-170 МПа относительно состояния материала после технологического нагрева (в зависимости от его режима) и соответственно на 140-160 МПа и 180-200 МПа относительно состояния поставки (рис. 5.6). При увеличении длительности выдержки до 1000 ч также происходит разупрочнение сплава, но интенсивность его значительно уменьшается. Пластические характеристики сплава 1953Т1 в течение выдержки при 150 °С монотонно возрастают. После 1000 ч выдержки δ возрастает на 1-3 %, а ψ – на 20-23 % относительно состояния материала после технологического нагрева и соответственно на 4-7 % и и 24-29 % относительно состояния поставки. Характерно, что увеличение значений относительного сужения на порядок превышает возрастание значений относительного удлинения. Это свидетельствует об уменьшении коэффициента деформационного упрочнения сплава.

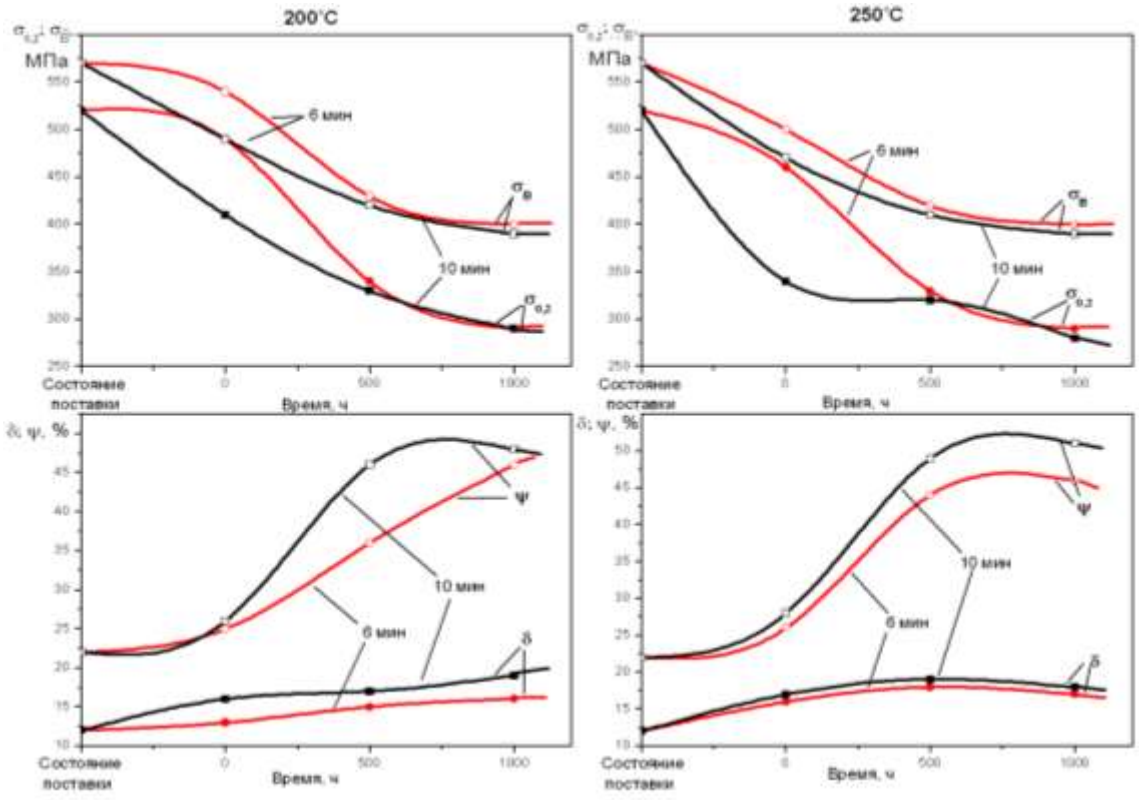


Рис. 5.6. Влияние длительности выдержки при 150 °С на механические свойства сплава 1953Т1 после предварительного нагрева (точка «0») до 200 или 250 °С с выдержкой 6 или 10 мин

Важно отметить, что, в отличие от сплава Д16Т, повышение температуры технологического нагрева от 200 до 250 °С и увеличение его длительности от 6 до 10 мин способствуют существенно большему разупрочнению сплава 1953Т1 при последующем эксплуатационном нагреве, особенно при выдержке до 500 ч.

Будучи более прочным по сравнению со сплавом Д16Т в состоянии поставки, сплав 1953Т1 значительно уступает ему по этому показателю уже после кратковременного технологического нагрева при изготовлении бурильной трубы и, тем более, после длительного нагрева при эксплуатации. Так, в исходном состоянии $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ сплава 1953Т1 соответственно на 50 и 180 МПа выше, чем сплава Д16Т. Однако после технологического нагрева и последующей выдержки при температуре эксплуатации 150°С длительностью 500 ч значения временного сопротивления разрыву и

условного предела текучести сплава 1953Т1 ниже, чем сплава Д16Т, на 30-40 и 30-60 МПа соответственно. При этом сплав 1953Т1 значительно уступает сплаву Д16Т по такой важной эксплуатационной характеристике, как резерв пластичности $1–\sigma_{0,2}/\sigma_в$ (рис. 5.7).

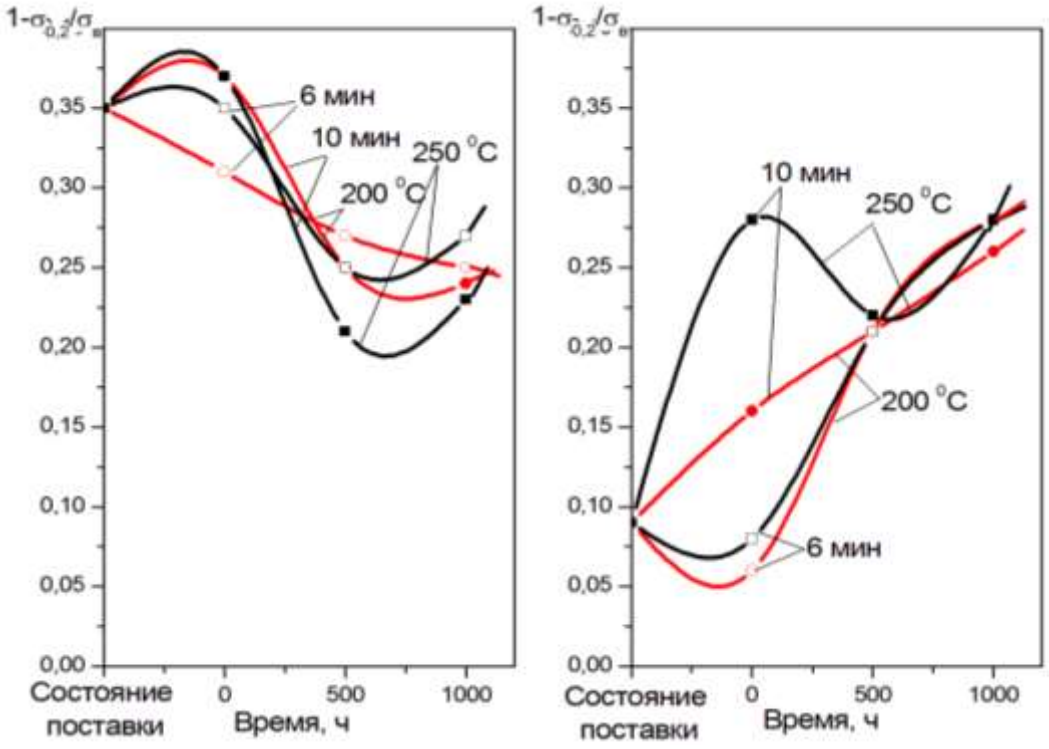


Рис. 5.7. Влияние длительности выдержки при 150 °С на резерв пластичности $(1 - \sigma_{0,2} / \sigma_в)$ сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после предварительного нагрева (точка «0») до 200 или 250 °С с выдержкой 6 или 10 мин

5.3. Заключение по главе V

В результате исследования структурной стабильности и изменения механических свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 после технологического и последующего эксплуатационного нагревов, имитирующих условия изготовления и эксплуатации бурильных труб при разработке нефтегазовых месторождений, установлено значительное преимущество сплава Д16Т по сравнению с 1953Т1.

Полученные экспериментальные результаты показывают, что сплав Д16Т более стабилен по сравнению со сплавом 1953Т1 при использовании этих материалов для изготовления бурильных труб в нефтегазодобывающей промышленности. Сплав 1953Т1 требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров изготовления оборудования и обладает более низкой эксплуатационной стойкостью, чем сплав Д16Т. Сплав Д16Т не требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров изготовления оборудования и обладает более высокой эксплуатационной стойкостью. Это позволяет считать его, во-первых, более технологичным и, во-вторых, рекомендовать для изготовления бурильных труб, предназначенных для более сложных условий эксплуатации.

ГЛАВА VI. Исследование влияния коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений на эксплуатационную стойкость алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1

Результаты исследований действия коррозионной среды на алюминиевые сплавы Д16 и 1953 в процессе эксплуатации бурильных труб весьма ограничены. Тогда как, известно [10], что при эксплуатации бурильных труб из алюминиевых сплавов материал подвергается нескольким видам коррозии:

- общая коррозия (под действием бурового раствора с pH>9),
- коррозионное растрескивание (в условиях бурения в среде с повышенным содержанием сероводорода),
- контактная коррозия (контакт алюминиевой трубы со стальным замком).

Целью исследований являлась оценка коррозионной стойкости алюминиевых сплавов Д16 и 1953 в условиях изготовления и эксплуатации бурильных труб для разработки нефтегазовых месторождений.

6.1. Влияние коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений на характер общей коррозии и механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1

В качестве коррозионной среды, моделирующей условия разработки нефтяной скважины, использовали раствор NaCl + NaOH с pH = 11.

На рис. 6.1 показан характерный внешний вид образцов сплавов после технологического нагрева и последующей эксплуатационной выдержке в коррозионной среде – раствор NaCl + NaOH (pH = 11). Видно, что поверхность образцов прореагировала с коррозионной средой, однако значительного воздействия на сплав (язв, каверн, рытвин) не обнаруживается. Следует отметить, что по результатам испытаний

выявляется большее воздействие среды на сплав 1953Т1 по сравнению со сплавом Д16Т. На поверхности образца из сплава 1953Т1 существенно больше продуктов коррозии, причем по всей площади.

а б

Рис. 6.1. Внешний вид образцов сплава Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (200°С, 6 мин) и последующей эксплуатационной выдержки (150°С, 500 ч) в растворе NaCl + NaOH (pH = 11)

Механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1 после предварительного кратковременного нагрева и последующего длительного нагрева по разным режимам в коррозионной среде представлены на рис. 6.2. Для сравнения на этих же графиках показаны прочностные и пластические характеристики сплавов в состоянии поставки (исходные значения).

Из полученных зависимостей (рис. 6.2) следует, что практически все механические характеристики исследованных сплавов снижаются после технологического и эксплуатационного (в коррозионной среде) нагревов по сравнению с исходным состоянием. Наибольшее снижение механических свойств сплавов наблюдается после более длительных выдержек: 10 мин – при предварительном технологическом и 1000 ч – при последующем эксплуатационном нагревах. Так, в сплаве Д16Т в этом случае предел текучести снижается на 15 %, а предел прочности – на 30 % относительно состояния поставки. В сплаве 1953Т1 при тех же условиях происходит значительно большее снижение механических свойств: $\sigma_{0,2}$ – на 50 % и σ_B –

на 40 % по сравнению с состоянием поставки. При этом относительные удлинение и сужение в сплаве Д16Т также несколько уменьшаются, а в сплаве 1953Т1 δ – снижается, а ψ – возрастает.

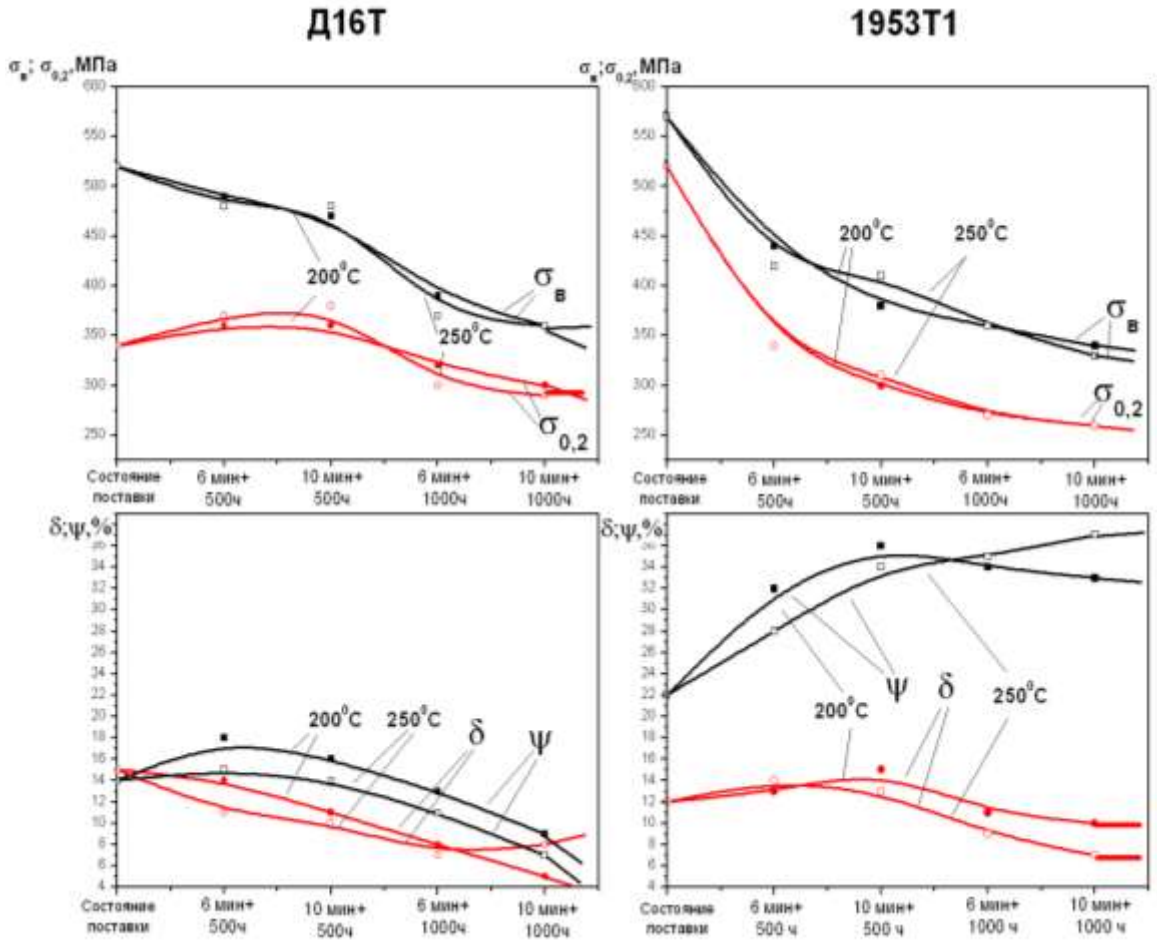


Рис. 6.2. Влияние выдержки длительностью 500 или 1000 ч при 150°С в растворе NaCl + NaOH (pH = 11) на механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1 после предварительного нагрева (200 или 250°С, 6 или 10 мин)

Важно отметить, что выдержка длительностью 500 ч при 150°С в коррозионной среде практически не изменяет механические характеристики сплава Д16Т, но значительно снижает предел текучести и предел прочности сплава 1953Т1 – на 40 и 30 %, соответственно, по сравнению с состоянием поставки.

Полученные результаты экспериментов показывают, что кратковременный технологический нагрев с последующим длительным эксплуатационным нагревом в коррозионно-активной среде снижает механические свойства исследованных сплавов, причем сплава 1953Т1 – в значительно большей степени. После испытаний прочностные характеристики сплава Д16Т выше, чем сплава 1953Т1, который в исходном состоянии имел преимущество по механическим свойствам.

Зависимости изменения механических свойств исследованных сплавов, представленные на рис. 6.2, учитывают влияние трех факторов: кратковременного технологического нагрева при сборке бурильной трубы, длительного нагрева при ее эксплуатации и коррозионного воздействия среды. Для выявления роли именно коррозионной среды необходимо сопоставить механические свойства сплавов после испытаний образцов, подвергнутых технологическому нагреву с последующим эксплуатационным в коррозионной среде, и образцов, подвергнутых нагревам по тем же режимам, но на воздухе. Результаты такого исследования приведены на рис. 6.3 и 6.4.

Полученные результаты показывают, что наличие коррозионной среды практически не влияет на характер изменения механических свойств сплава Д16Т после технологического и эксплуатационного нагревов по сравнению с воздушной средой. Отрицательное влияние ее проявляется лишь при максимальной длительности выдержек: 10 мин – при технологическом и 1000 ч – при эксплуатационном нагревах. Однако это влияние не является существенным. Сплав 1953Т1 значительно более чувствителен к воздействию коррозионной среды. Так, уже после 500 ч выдержки при 150°С в растворе с pH = 11 наблюдается снижение механических свойств сплава 1953Т1, особенно пластических характеристик, по сравнению с нагревом на воздухе.

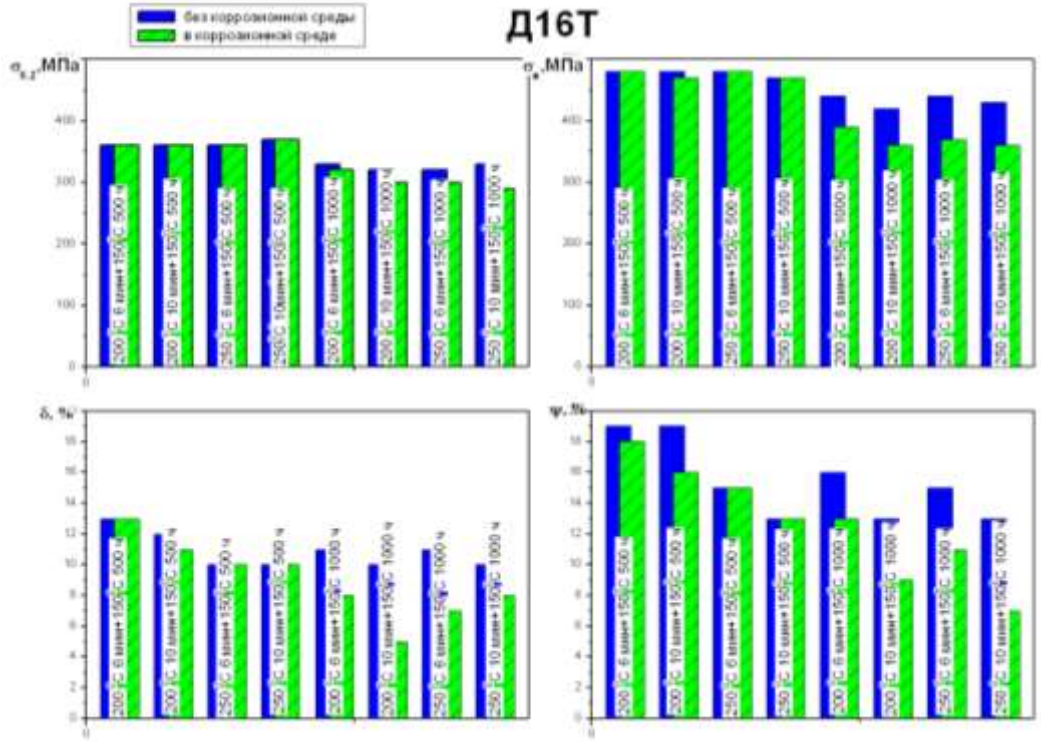


Рис. 6.3. Механические свойства алюминиевого сплава Д16Т после технологического нагрева (200 или 250°С; 6 или 10 мин) с последующим эксплуатационным нагревом (150°С; 500 или 1000 ч) на воздухе или в коррозионной среде (раствор NaCl + NaOH, pH = 11)

Анализ экспериментальных данных свидетельствует, что коррозионная среда оказывает отрицательное влияние на механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1 при эксплуатации в условиях бурения нефтяных месторождений. Однако чувствительность этих материалов к коррозионному воздействию среды различная. Сплав Д16Т является существенно более устойчивым по сравнению с 1953Т1.

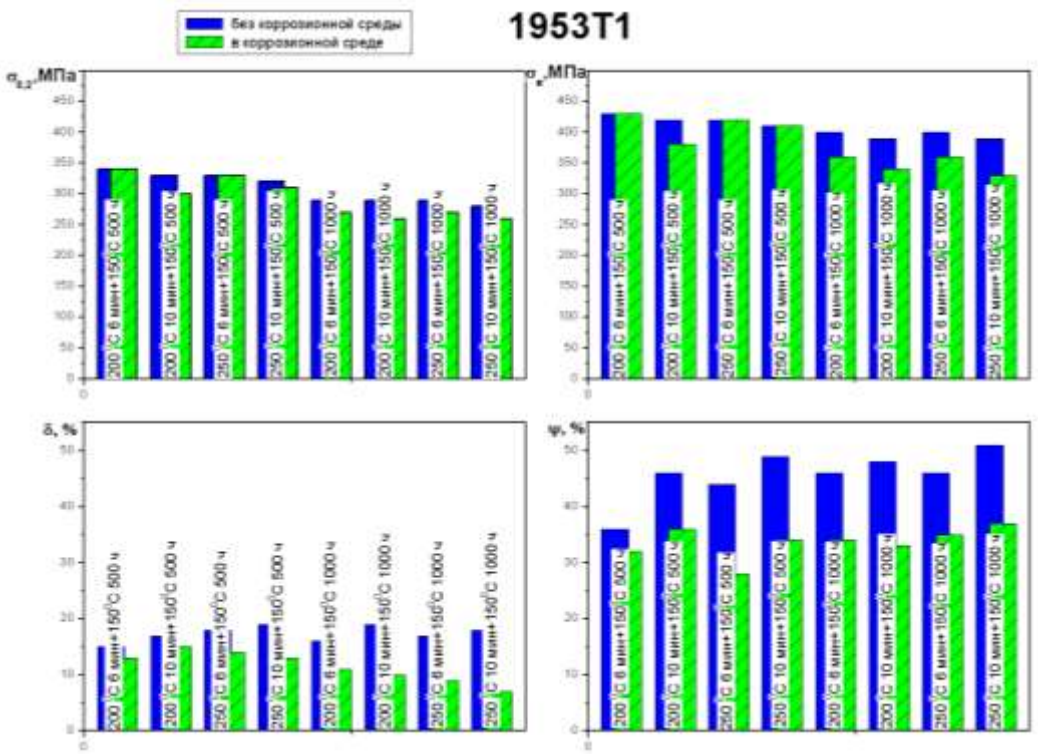


Рис. 6.4. Механические свойства алюминиевого сплава 1953Т1 после технологического нагрева (200 или 250°С; 6 или 10 мин) с последующим эксплуатационным нагревом (150°С; 500 или 1000 ч) на воздухе или в коррозионной среде (раствор NaCl + NaOH, pH = 11)

В целом, полученные результаты исследований показывают, что кратковременный технологический нагрев (200-250 °С, 6-10 мин) при изготовлении буровой колонны с ее последующим длительным эксплуатационным нагревом (150 °С, 500-1000 ч) в коррозионно-активной среде нефтегазовых месторождений (раствор NaCl + NaOH с pH = 11) снижает механические свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 по сравнению с состоянием поставки трубных заготовок. При этом наблюдаемая деградация свойств сплава 1953Т1, который в исходном состоянии имел преимущество по прочности и пластичности, значительно больше по сравнению с Д16Т.

6.2. Стойкость против коррозионного растрескивания и контактной коррозии сплавов Д16Т и 1953Т1 в среде нефтегазовых месторождений

Испытания на коррозионное растрескивание проводили согласно стандарту NACE TM 0177 (метод А), используя стандартные для установки фирмы «Cortest» образцы сплавов Д16Т и 1953Т1. В качестве среды использовали раствор модельной пластовой воды, состав которой приведен в табл. 6.1.

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 % растворе NaCl и в растворе NaCl + NaOH с pH = 11 в отсутствии контакта. Для этого использовали образцы сплава 1953Т1 в виде пластин размером 40х20х3 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 различными формой и линейными размерами – в виде дисков и стержней.

Таблица 6.1. Химический состав модельной пластовой воды

№ п/п	Компонент	Содержание, г/л
1	NaCl	37,88
2	KCl	48,24
3	$CaCl_2$	2,96
4	$MgSO_4$	1,63
5	K_2SO_4	11,10

Испытания на коррозионное растрескивание при нагрузке 60 % от фактического предела текучести сплавов Д16Т и 1953Т1 после стандартной термической обработки (рис. 4.6. и 4.12) 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 сплава 1953Т1 – незначительные продукты коррозии (рис. 6.5). Полученные результаты свидетельствует об отсутствии склонности к коррозионному растрескиванию сплавов Д16Т и 1953Т1 в состоянии поставки.

а б

Рис. 6.5. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) в состоянии поставки после испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при σ = 60 % от $\sigma_{0,2}$

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. 6.6,а). На поверхности образцов сплава 1953Т1 имеется неглубокий питтинг без видимых трещин (рис. 6.6,б).

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 трещин не обнаружено, видны следы продуктов коррозии с незначительным питтингом (рис. 6.7).

а б

Рис. 6.6. 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 σ = 60 % от $\sigma_{0,2}$

а б

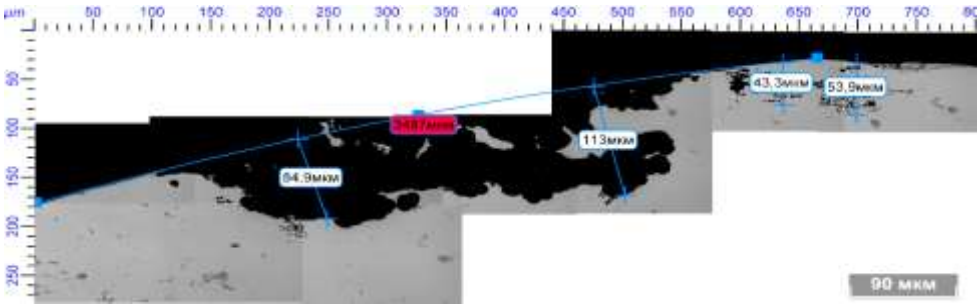
Рис. 6.7. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при σ = 90 % от $\sigma_{0,2}$

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 в состоянии также после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) проводили в растворе пластовой воды (табл. 6.1) 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. 6.8). Металлографический анализ структуры сплава в области трещины выявил на поверхности образцов ямки коррозионного характера (рис. 6.9,а) и сетку похожую на

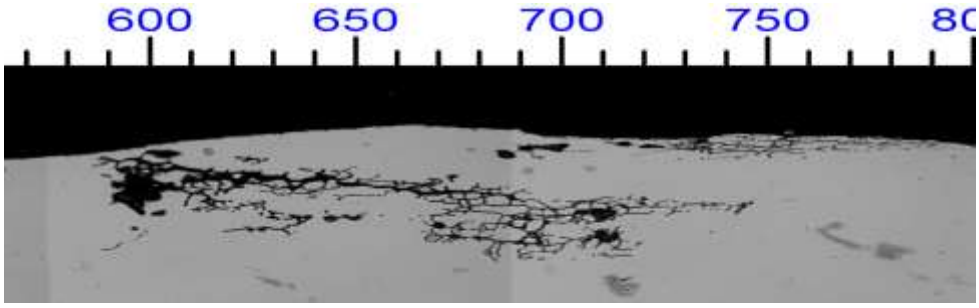
межкристаллитную коррозию (рис. 6.9,б). Следует отметить, что глубина коррозионных повреждений сплава, составляющая величину 40-130 мкм, является незначительной относительно общего диаметра образца (рис. 6.9,а).

а б

Рис. 6.8. 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 σ = 90 % от $\sigma_{0,2}$



а



б

Рис. 6.9. 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 σ = 90 % от $\sigma_{0,2}$: а – коррозионные ямки, б – межкристаллитная коррозия

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. 6.10).

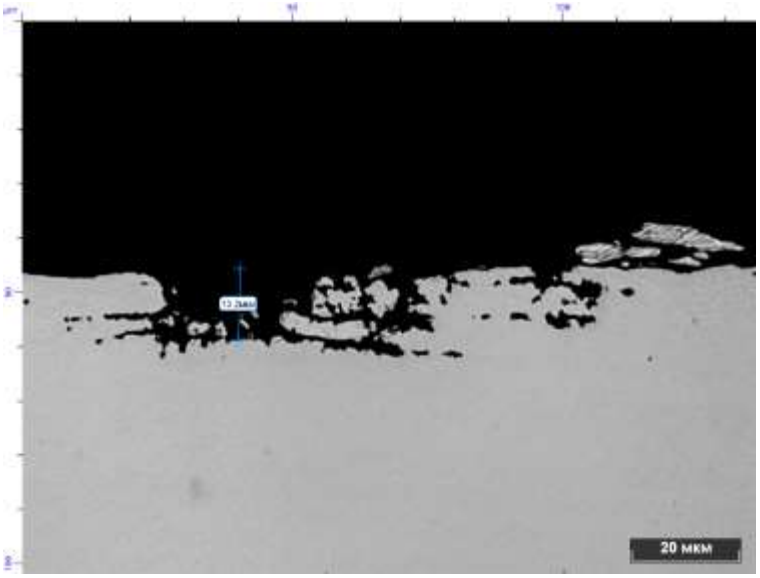


Рис. 6.10. Микроструктура поверхностного слоя образца сплава 1953Т1 после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде с температурой 65 °С длительностью 720 ч при σ = 90 % от $\sigma_{0,2}$

Испытания сплавов Д16Т и 1953Т1 в состоянии после технологического нагрева до более высокой температуры (250 °С, 10 мин) проводили в растворе пластовой воды (табл. 6.1) с нагрузкой σ = 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. 6.11).

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.

а б

Рис. 6.11. 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 σ = 90 % от $\sigma_{0,2}$

Учитывая провоцирующее влияние контакта алюминиевой трубы со стальным замком в процессе эксплуатации бурильной колонны, следующим этапом исследования являлась оценка склонности сплавов Д16Т и 1953Т1 к контактной коррозии. Принимая во внимание, что сплав 1953Т1 в значительно большей степени, чем Д16Т подвержен общему коррозионному воздействию среды при разработке нефтегазовых месторождений [73], испытывали образцы, изготовленные из сплава 1953Т1 в состоянии поставки (бурильная труба) и стали 40ХН2МА (замок).

Предварительные испытания сплава 1953Т1 и стали 40ХН2МА в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С в отсутствии контакта позволили установить, что средняя скорость коррозии сплава 1953Т1 составляет 0,0640 мм/год, а стали 40ХН2МА – 0,2310 мм/год. На рис. 6.12 показан внешний вид образцов сплава 1953Т1 после таких коррозионных испытаний.

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

Рис. 6.12. Внешний вид образцов сплава 1953Т1 после испытаний для определения скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С в отсутствии контакта со сталью

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%-ном растворе NaCl составляет ~ 8 мм). Площадь контакта дисковых образцов составляла $S_{кон} = 6{,}56$ см^2, а соотношение площадей поверхности стали 40ХН2МА (катод) и сплава 1953Т1 (анод) − $S_{кат}:S_{ан} = 1:2{,}8$. 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%-ном растворе NaCl значительно возрастает по сравнению с коррозией в отсутствии контакта со сталью и составляет 0,1267 мм/год. Таким образом, коэффициент ускорения $К_{ус}$ скорости коррозии сплава 1953Т1 при контакте со сталью 40ХН2МА составляет:

$$К_{ус} = V_{бк}/V_к = 0{,}1267/0{,}064 = 1{,}98,$$

где $V_{бк}$ – скорость коррозии сплава 1953Т1 в отсутствии контакта, $V_к$ – 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 составляла $S_{кон} = 4{,}27$ см^2, а соотношение площадей поверхности стали 40ХН2МА (катод) и алюминиевого сплава 1953Т (анод) – $S_{кат}:S_{ан} = 1:2{,}2$. 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 условии контакта в 5%-ном растворе NaCl при 80 °С составляет 0,0640 мм/год.

Металлографический анализ позволил выявить, что в процессе коррозионных испытаний в зоне контакта материалов наблюдается интенсивная коррозия сплава 1953Т1, приводящая к появлению зазора (щели) между сталью 40ХН2МА и алюминиевым сплавом (рис. 6.13). 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.

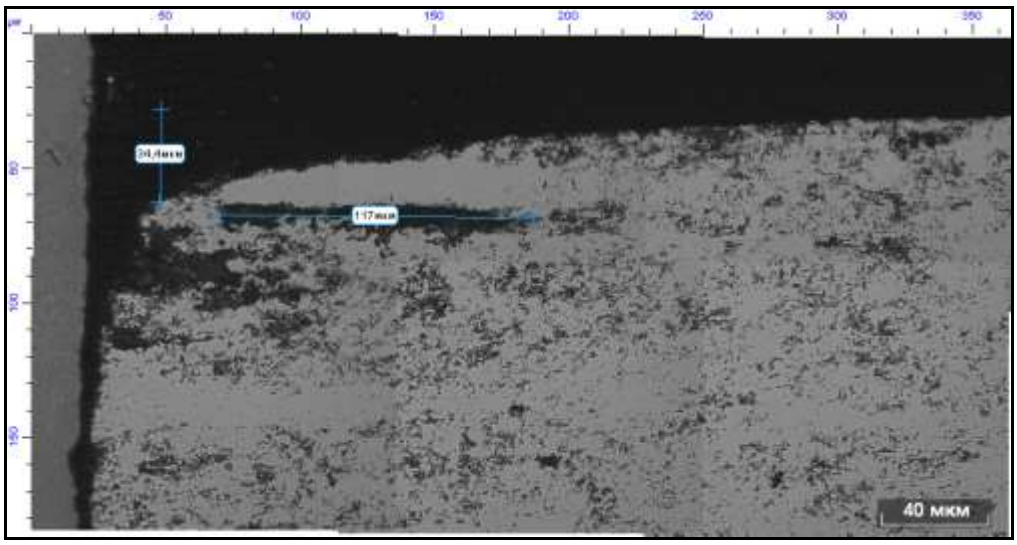


Рис. 6.13. Микроструктура образца сплава 1953Т1 в месте контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С

Результаты экспериментов показали, что скорость коррозии стали 40ХН2МА в 5%-ном растворе NaCl при 80 °С в отсутствии 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 порядок величины – до 0,0232 мм/год и еще более значительному − до 0,0025 мм/год при испытаниях стержневых образцов с большой удаленностью 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%-ном 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 замковой 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. 6.14 представлен внешний вид образцов в виде дисков из сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в зоне контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний в 5%-ном 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 отсутствии 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. 6.15).

а б

Рис. 6.14. Внешний вид дисковых образцов сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в зоне контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С. Диаметр зоны покрытия: а – 32, б – 40 мм

При испытаниях стержневых образцов с большой удаленностью рабочей поверхности сплава 1953Т1 от места контакта оксидированию подвергали зону контакта (резьбу) и часть его открытой поверхности различной длины от места контакта – 5 и 15 мм. На рис. 6.16 представлен внешний вид образцов после коррозионных испытаний из сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в контакте со сталью 40ХН2МА в 5%-ном растворе NaCl при 80 °С. Результаты экспериментов показали, что при увеличении зоны оксидирования 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.

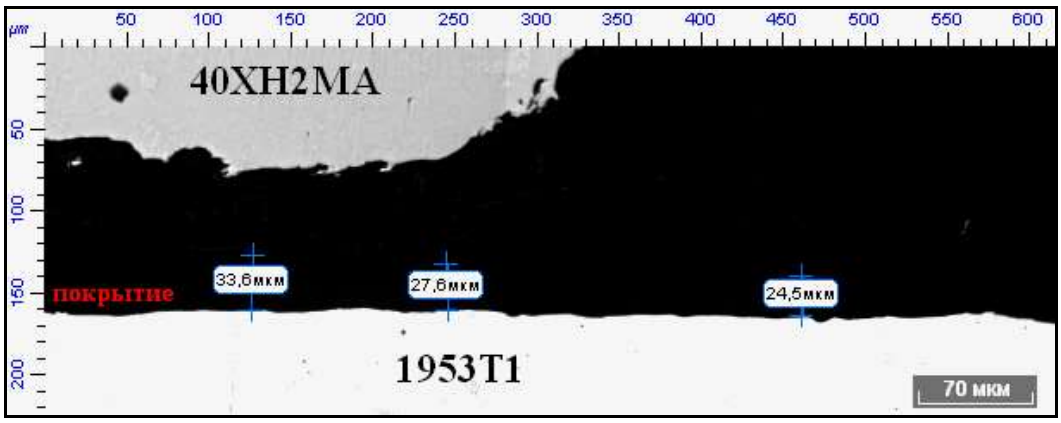


Рис. 6.15. Микроструктура дискового образца в зоне контакта пары сплав 1953Т1 с оксидным покрытием диаметром 32 мм – сталь 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С

Рис. 6.16. 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%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С

Металлографическим анализом зоны контакта (рис. 6.17) 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 неравномерная: при приближении к месту контакта толщина слоя уменьшается и в зоне контакта составляет ~ 15 мкм, а на расстоянии 10 мм – 26-28 мкм.

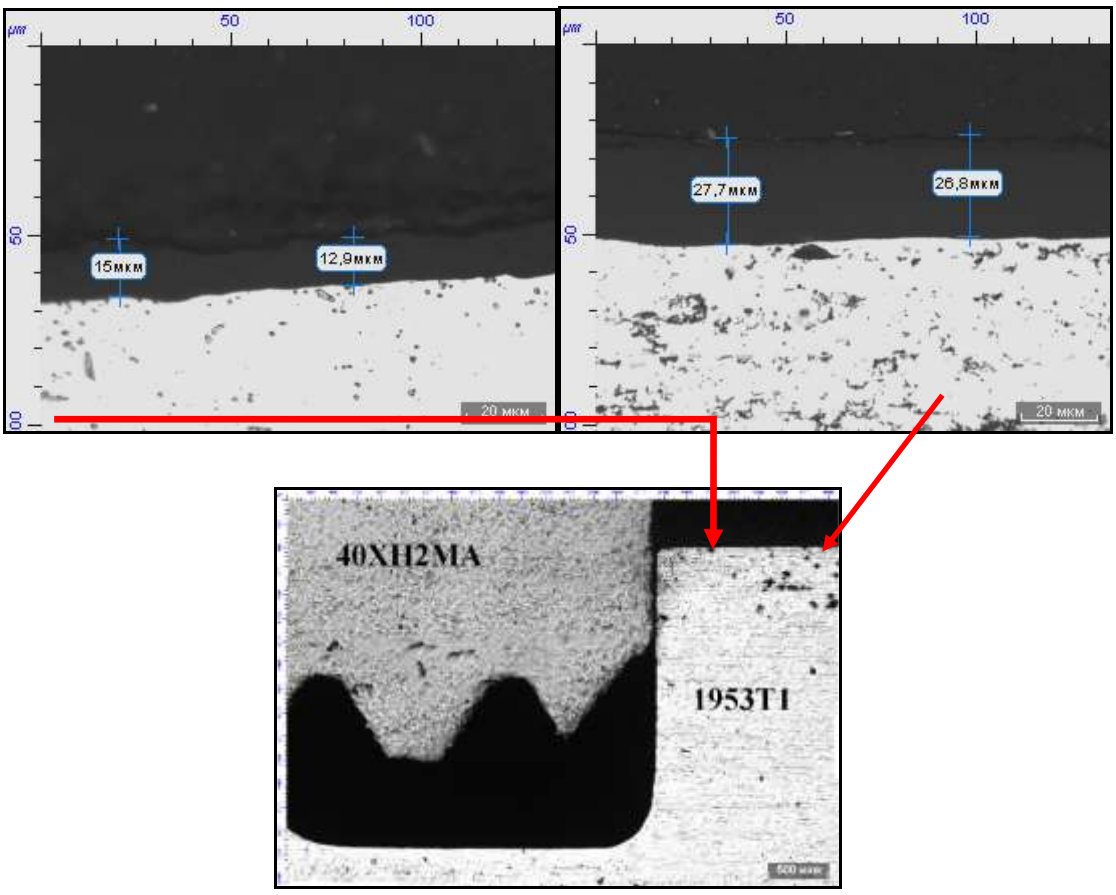


Рис. 6.17. Микроструктура стержневого образца в зоне контакта пары сплав 1953Т1 с оксидным покрытием зоны контакта (резьба) и открытой поверхности длиной 15 мм от места контакта – сталь 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl при температуре 80 °С

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.

6.3. Заключение по главе VI

Выполненные экспериментальные исследования позволяют заключить, что деформируемые алюминиевые сплавы Д16Т и 1953Т1 как в состоянии поставки, так и после технологического нагрева при изготовлении из них сборных бурильных труб являются устойчивыми к общей коррозии в среде нефтегазовых месторождений, не проявляют склонности к коррозионному растрескиванию в максимально жестких условиях, но подвержены контактной коррозии, которая проявляется в месте контакта алюминиевой трубы со стальным замком, что требует специальных методов защиты места контакта. Эффективным для этого является оксидирование зоны контакта алюминиевой трубы со стальным замком.

Важно отметить, что сплав Д16Т имеет преимущество по коррозионной стойкости в исследованных условиях по сравнению с 1953Т1. При этом сплав 1953Т1 является также более чувствительным к увеличению длительности температурного воздействия при технологическом и эксплуатационном нагревах, усиливающим отрицательное влияние коррозионной среды на механические свойства исследованных сплавов.

Однако, несмотря на установленное отрицательное влияние коррозионной среды нефтяных скважин, алюминиевые сплавы 1953Т1 и, особенно, Д16Т являются достаточно устойчивыми к эксплуатации в условиях добычи углеводородов.

Общие выводы

1. В результате проведенных комплексных экспериментальных исследований влияния условий изготовления и эксплуатации бурильных труб на структуру, фазовые превращения, механические свойства и коррозионную стойкость деформируемых алюминиевых сплавов – естественно состаренного Д16Т и искусственно состаренного 1953Т1 – разработаны и научно обоснованы практические рекомендации для повышения их ресурса эксплуатации при разработке нефтегазодобывающих месторождений.

2. Выявлены особенности структурных изменений, деградации механических свойств и коррозионных повреждений сборных бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 со стальными замками в условиях эксплуатации на нефтяных месторождениях. Показано, что наибольшее снижение механических свойств и наиболее значительные коррозионные повреждения при эксплуатации наблюдаются на участке трубы, ввинченной в соединительную муфту.

3. Установлено, что естественно состаренный сплав Д16Т и искусственно состаренный – 1953Т1 претерпевают различные структурные и фазовые превращения при технологическом нагреве в интервал температур 200-250 °С в процессе изготовления сборных бурильных труб (горячая посадка стального замка). В результате противоположного действия возврата при старении и последующего дисперсионного твердения механические свойства исходно естественно состаренного сплава Д16Т после изготовления трубы практически не изменяются относительно состояния поставки. В противоположность этому, распад твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз в структуре исходно искусственно состаренного сплава 1953Т1 приводят к его значительному разупрочнению после горячей посадки замкового соединения.

4. Экспериментально изучено изменение структуры и механических свойств сплавов Д16Т и 1953Т1 в течение выдержки при 150 °С

длительностью до 1000 ч после кратковременного нагрева до 200-250°С длительностью до 10 мин, имитирующих горячую посадку замкового соединения и последующую эксплуатацию сборных бурильных труб в условиях разработки нефтегазовых месторождений. Установлена различная стабильность свойств сплавов при эксплуатации, обусловленная разным характером структурных изменений, связанных с протеканием в них диффузионных процессов. Показано, что в исходно естественно состаренном сплаве Д16Т медленно развивающийся процесс дисперсионного твердения при длительной эксплуатации бурильных труб не сопровождаются существенным изменением прочности и пластичности. В сплаве 1953Т1 быстрое протекание процессов распада матричного α-твердого раствора и укрупнения выделяющихся в структуре интерметаллидных частиц приводят к резкому разупрочнению.

5. Экспериментально исследовано влияние коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений (раствор NaCl + NaOH с pH = 11) при длительном эксплуатационном нагреве (150°С, до 1000 ч) бурильных труб после их изготовления (200-250 °С, до 10 мин) на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1. Установлены характер коррозионных повреждений и величина деградации механических свойств сплавов в условиях эксплуатации бурильных труб. Показано, что, несмотря на отрицательное влияние коррозионной среды нефтяных скважин, алюминиевые сплавы Д16Т и 1953Т1 являются устойчивыми к эксплуатации в условиях добычи углеводородов, причем сплав Д16Т имеет значительное преимущество по коррозионной стойкости по сравнению с 1953Т1.

6. Выявлено, что алюминиевые сплавы Д16Т и 1953Т1 после изготовления из них бурильных труб не проявляют склонности к коррозионному растрескиванию в максимально жестких условиях разработки нефтегазодобывающих месторождений.

7. Установлено, что сплавы Д16Т и 1953Т1 подвержены контактной коррозии при эксплуатации сборных бурильных труб в условиях разработки

нефтегазовых месторождений, 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 локальный характер, существенно развивающийся преимущественно вблизи контакта.

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

9. На основании проведенных экспериментальных исследований и выявленных закономерностей обоснована возможность применения алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 для изготовления сборных бурильных труб (со стальным замковым соединением) при разработке нефтегазовых месторождений. Показаны существенные технологические и эксплуатационные преимущества сплава Д16Т по сравнению со сплавом 1953Т1 при использовании этих материалов для изготовления бурильных труб, особенно для сложных условий эксплуатации. Предложены практические рекомендации для увеличения ресурса сборных бурильных труб, изготовленных из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1, регламентирующие технологию их изготовления и условия эксплуатации.

Библиографический список

1. Файн Г.М. Проектирование и эксплуатация бурильных колонн для глубоких скважин [Текст] / Г.М. Файн, А.Х. Неймарк. - М.: Недра, 1985. - 237 с.
2. Прохоров С. Алюминий возвращается [Текст] / С. Прохоров. // Нефть России. – 2011. – № 6. – С. 76-77.
3. Босович В.С. Комбинированные бурильные колонны для проходки горизонтальных участков и боковых стволов малого диаметра с применением алюминиевых труб [Текст] / В.С. Босович, И.Н. Буяновский, В.В. Сапунжи // Бурение и нефть. – 2013. - №6. – С. 61-64.
4. Vakhrushev A.V. Aluminium Drill pipe in an Arctic Application—A Well-known Tool Changing the Development Strategy [Текст] / A.V. Vakhrushev *et al.* // SPE Arctic and Extreme Environment Conference. - 18-20 October. – 2011 Paper SPE 149707.
5. Gelfgat M.Ya. Aluminum Alloy Tubules—Assessment for Ultra long Well Construction [Текст] / M.Ya. Gelfgat *et al.* // SPE Annual Technical Conference and Exhibition in Anaheim. - 11-14 November. – 2007. - Paper SPE 109722.
6. Синявский В.С. Коррозионная стойкость бурильных труб из алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Синявский // Технология легких сплавов. – 2008. - №3. – С. 96-102.
7. Карлашов А.В., Коррозионно-усталостная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов [Текст] / А.В. Карлашов, А.Н. Яров, К.Н. Гильман, Н.А. Жидовцев. – М.: Недра. - 1977. – 183 с.
8. Файн Г.М. Длительная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов при повышенных температурах эксплуатации [Текст] / Г.М. Файн, А.А. Головин, Г.А. Воронков, М.С. Данелянц,

С.М. Рябихина // Нефтяная промышленность. Сер. «Машины и нефтяное оборудование». – 1980. – № 8. – С. 10-12.

9. Gelfgat M.Ya. Stratigraphy drilling in deep water with aluminum drill pipes application [Текст] / M.Ya. Gelfgat, A.M. Podrazhansky, J. Geise, G. Paff // Proceedings of the 1997 SPE/IADC Drilling Conference. – 1997. SPE 37597.
10. Карлашов А.В. Коррозионно-усталостная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов [Текст] / А.В. Карлашов, А.Н. Яров, К.Н. Гильман, Н.А. Жидовцев. - М.: Недра. - 1977. - 183 с.
11. Штамбург В. Ф. Условия работы бурильных труб в глубоком бурении и возможность замены стальных труб легкосплавными [Текст] / В.Ф. Штамбург // Бурильные трубы из легких сплавов. - Труды ВНИИБТ. – М.: Недра. - 1964. – Вып. 12. – С. 8–15.
12. Шевченко И.А. Алюминиевая бурильная труба как оптимальный гидравлический проводник для бурения скважин со сверхбольшими отходами [Текст] / И.А. Шевченко, Р.С. Райхерт // Экспозиция нефть и газ. – 2014. – №4(36). – С. 32-35.
13. Tikhonov V.S. Comprehensive Studies of Aluminum Drill pipe [Текст] / V.S. Tikhonov *et al.* // IADC/SPE Drilling Conference. - 2-4 February. – 2010. Paper IADC/SPE 128328.
14. Nick B. Can Aluminum Drill Pipe be handled in the Same Manner as Conventional Steel Pipe in Fishing and Milling Operations? [Текст] / B. Nick, H. Mohammed, F. Jerry. // Rio Oil & Gas Expo and Conference. - 17-20 September. – 2012. Paper IBP 0999_12.
15. Hong L.J. HZ25-4 ERD Challenging Drilling Project—New Strategy and New technology Implementation Are the Keys to Improved Drilling Performance [Текст] / L.J. Hong *et al*. // SPE ATCE. - 19-22 September. – 2010. Paper SPE 134949.

16. Сапунжи В.В. Эффективность применения алюминиевых бурильных труб при бурении скважин на нефть и газ [Текст] / В.В. Сапунжи // Бурение и нефть. - 2012 - №6-7. - С. 48-52.

17. Басович В.С. Состояние и перспективы применения легкосплавных труб в нефтегазодобывающей отрасли [Текст] / В.С. Басович, М.Я. Гельфгат, Д.А. Лубяный // Нефть и газ. – 2008. - №5. – С. 63-72.

18. Файн Г.М. Гидравлические характеристики бурильных труб из сплавов алюминия (ЛБТ) [Текст] / Г.М. Файн // Интервал. - 2004. - №1. - С. 27.

19. Калиновский С.С. Бурение боковых горизонтальных стволов с применением труб из алюминиевых сплавов беззамковой конструкции [Текст] / С.С. Калиновский, Г.М. Файн, А.П. Нефедов // Бурение и нефть. – 2008. - №4. – С. 12-14.

20. Босович В.С. Комбинированные бурильные колонны для проходки горизонтальных участков и боковых стволов малого диаметра с применением алюминиевых труб [Текст] / В.С. Босович, И.Н. Буяновский, В.В. Сапунжи // Бурение и нефть. – 2013. - №6. – С. 61-64.

21. Gelfgat M.Ya. Aluminum Alloys for Casing and Tubing [Текст] / M. Ya. Gelfgat *et al.* // International Petroleum Technology Conference. - 15–17 November. – 2011. Paper IPTC 14888.

22. Gelfgat M.Ya. High-Strength Aluminum Alloys for Deepwater Riser Applications [Текст] / M.Ya. Gelfgat *et al*. // Proceedings of the Offshore Technology Conference. – 2004. Paper OTC 16185.

23. Gelfgat M.Ya. Aluminum Alloy Risers – Innovation Project Experience for Offshore Oil & Gas Wells [Текст] / M.Ya. Gelfgat, V.S. Tikhonov, V.V. Chizhikov // Vestnik Assotsiatsii Burovikh Podryadchikov (Herald of the Association of Drilling Contractors), #1. – 2013. - P. 40-47.

24. Tikhonov V.S. Aluminum Catenary Production Riser: Design, Testing Results, Ways to Improvement [Текст] / V.S. Tikhonov *et al.* // Proceedings

of the ASME 31st International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. – 2012. Paper OMAE 2012-83001.

25. Файн Г.М. К оценке перспектив применения алюминиевых сплавов в качестве материалов для глубиннонасосных штанг [Текст] / Г.М. Файн, А.И. Снарев, В.Б. Опарин, // Бурение и нефть. – 2009. - №4. – С. 14-16.

26. ГОСТ Р-50278 - 92. Трубы бурильные с приваренными замками. Технические условия.

27. ГОСТ 8467-83 Трубы стальные бурильные ниппельного соединения для геологоразведочного бурения. Технические условия.

28. ГОСТ 631-80 Трубы бурильные с высаженными концами и муфты к ним.

29. Urendicek M. Stress Corrosion Cracking (SCC) Monitoring and Control. [Текст] / M. Urendicek, S. Lambert, O. Vosikovsky // Proceeding of International Conference. – 1996.

30. Насибов А.Г. Повышение эксплуатационных характеристик низколегированных сталей массового производства [Текст] / А.Г. Насибов // Черметинформация. – М. 1991. – С. 50-52.

31. Вороненко Б.И. Коррозионное растрескивание под напряжением низколегированных сталей. Критерии и методы испытаний [Текст] / Б.И. Вороненко // Защита металлов. – 1997. - № 2. Т. 33. – С. 132-141.

32. Рекин С.А. Износ и коррозия бурильных и обсадных колонн при строительстве и эксплуатации скважин [Текст] / С.А. Рекин // М.: ВНИИОЭНГ, 2001. – 43 с.

33. Сутырина В. А. Физико-механические свойства легких сплавов и некоторые вопросы выбора их для изготовления бурильных труб [Текст] / В.А. Сутырина // Бурильные трубы из легких сплавов / Труды ВНИИБТ. – М.: Недра. - 1964. – Вып. 12. – С. 16–27.

34. Синявский В.С. Защита от коррозии бурильных труб из алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Синявский, В.У. Устьянцев // М.: Недра. - 1976. - 110 с.

35. Шаков В.И. Применение и защита от коррозии алюминия и его сплавов в морских нефтепромысловых сооружениях [Текст] / В.И. Шаков, М.С. Трифель, Г.М. Ахметов // М.: ВНИИОЭНГ. – 1971.

36. API Spec 5DP. Specification for Drill Pipe.

37. Горкина И.С. Экономическая эффективность применения бурильных труб из легких сплавов [Текст] / И.С. Горкина // Бурильные трубы из легких сплавов / Труды ВНИИБТ. - М.: Недра. - 1964. - Вып. 12. - С. 18-21.

38. Boice E.G. The Design and Performance Characteristics of Aluminum Drill Pipe [Текст] / E.G. Boice, R.S. Dalrymple // Journal of Petroleum Technology. - 1963. - Vol. XV. - № 12. - P. 1285-1291.

39. Штамбург В.Ф. Бурильные трубы из алюминиевых сплавов [Текст] / В.Ф. Штамбург, Г.М. Фаин, С.М. Данелянц, А.А. Шеина, // М.: Недра. - 1980. – 240 с.

40. Басович В.С. Состояние и перспективы применения изделий из алюминиевых сплавов в нефтегазодобывающей отрасли [Текст] / В.С. Басович, М.Я. Гельфгат, Г.М. Файн // Бурение и нефть. - 2003. - №4. – С. 24-26.

41. Борзов Н.Н. Применение алюминиевых бурильных труб за рубежом [Текст] / Н.Н. Борзов, А.И. Яковлев // Бурильные трубы из легких сплавов. - М.: Недра. – 1964. – 109 с.

42. Аникин В.Д. Применение алюминиевых сплавов для изготовления райзеров [Доклад] / В.Д. Аникин // Sub Sea Tech. – 2007.

43. Басович В.С. Техническая и экономическая эффективность применения легкосплавных бурильных труб повышенной надежности ЛБТПН при

бурении скважин на нефть и газ [Текст] / В.С. Басович, М.Я. Гельфгат, Д.А. Лубяный // Труды VI международной научно-технической конференции, 14-16 октября 2009. Нефтегазовые технологии Том I. – 2009. – С. 32-33.

44. Alikin et al. Aluminum Riser Assembly // US 2009/0272537A1, United States Patent Application Publication. - Nov. 5. – 2009.

45. Розенберг В.Ф Лабораторные исследования алюминиевых сплавов на коррозионную стойкость [Текст] / В.Ф. Розенберг, Ю.М. Матвеев и др. // Труды ВНИИТнефть.: Куйбышев. – 1974. - Вып. 4. - С. 197-199.

46. Файн Г.М. Особенности производства и применения бурильных труб из сплавов алюминия в России [Текст] / Г.М. Файн, Г.С. Макаров, // Технология легких сплавов. - 2002. - № 1. - С. 16–20.

47. Файн Г.М. Нефтяные трубы из легких сплавов [Текст] / Г.М. Файн, Штамбург В.Ф., Данелянц С.М.. - М.: Недра. - 1990. – 220 с.

48. Телешов В.В. Достижения в области развития деформируемых алюминиевых сплавов систем Al-Cu и Al-Cu-Mg для работы при повышенных температурах [Текст] / В.В. Телешов // Тезисы – С. 44-49.

49. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов [Текст] / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов // Учебник для вузов. - 3-е изд., перераб. и доп. - М.: МИСИС. - 1999. - 413 с.

50. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов [Текст] / Н.А. Белов // М.: Издательский дом МиСиС, 2010. – 511 с.

51. Елагин В.И. Состояние и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов [Текст] / В.И. Елагин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. - №9. – С. 10-19.

52. Фридляндер И.Н. Влияние термической обработки и деформации на величину зерна и механические свойства сплавов типа дюралюмин [Текст] / И.Н. Фридляндер, В.В. Берстнев, Е.А. Ткаченко, Г.М. Головнзнина, Л.В. Латушкина, Л.П. Ланцова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. - №7. С. 3-6.

53. Колачев Б.А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов [Текст] / Б.А. Колачев, Р.М. Габидуллин, Ю.В. Пигузов // Учебник для вузов. - 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Металлургия. - 1992. - 271 с.

54. Фридляндер И.Н. Закономерности изменения свойств алюминиевых сплавов при старении [Текст] / И.Н. Фридляндер // МиТОМ. – 2003. – № 9. – С. 8-11.

55. Захаров В.В. Пути развития и совершенствования высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu [Текст] / В.В. Захаров, В.И. Елагин, Т.Д. Ростова, М.В. Самарина // Технология легких сплавов. – 2008. - № 4. – С. 7-13.

56. Gelfgat, M.Ya. Drill string with aluminum alloy pipes design and practices [Текст] / M.Ya. Gelfgat et al. // SPE/IADC Conference,19-21 February. – 2003. Paper SPE 79873

57. Саркисов Г.М. Бурильные трубы из легких сплавов [Текст] / Г.М. Саркисов, Ф.К. Семагин // труды ВНИИБТ. – М.: Недра. – 1964. – С. 46-26.

58. Иванова А.В. Испытания насосно-компрессорных труб из алюминиевого сплава 1953Т1 с износостойкими резьбовыми покрытиями [Текст] / А.В. Иванова // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2013. - №2 (40). – С. 98-102.

59. Блюменштейн В.Ю. Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий [Текст] / В.Ю. Блюменштейн, Е.П. Земкова // Упрочненные технологии и покрытия. – 2008. - №10. – С. 7-13.

60. ГОСТ 4784-97 Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые.

61. ТУ1-2-592-2003

62. ISO 15546 2007 Petroleum and natural gas industries - Aluminium alloy drill pipe.

63. ASTM E 1245-03 Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.

64. ASTM E 3-95 Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.

65. ГОСТ 1497-84 Методы испытания на растяжение\

66. ГОСТ 9454-78 Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.

67. ASTM E 92 Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials

68. ASTM G 69 – 97 Standard Test Method for Measurement of Corrosion Potentials of Aluminum Alloys

69. ASTM G31 Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals.

70. ASTM G71 Galvanic Corrosion of Dissimiliar Metals

71. NACE TM 0177 Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H2S Environments.

72. Муратов В.С. Влияние дополнительного старения при технологических нагревах на механические свойства и микроструктуру листовых полуфабрикатов из сплава 1151 [Текст] / В.С. Муратов, Д.П. Юдаев //

Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – №11. – С. 41-43.

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

УДК 621.785.3:669.715.017:620.18:622.24.05

Ключевые слова: деформируемые алюминиевые сплавы, металловедение, термическая обработка металлов и сплавов, научные исследования, бурильные трубы, технология, разработка нефтегазовых месторождений