

ВЕСТИ ГАЗОВОЙ НАУКИ

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ,
ПОДВЕРЖЕННЫХ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Научно-технический
сборник

«Вести газовой науки»

№ 3 (40) / 2019

**Повышение надежности магистральных газопроводов,
подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением**

Издается

с 2010 г.

ISSN

2306-8949

Учредитель

Общество с ограниченной ответственностью
«Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий –
Газпром ВНИИГАЗ»

**Включен в Перечень ВАК российских рецензируемых научных журналов,
в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций
на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук**

Свидетельство
о регистрации СМИ

ПИ № ФС77-56652
от 26.12.2013 г.

Главный редактор

Б.А. Григорьев, член-корреспондент РАН, д.т.н., профессор, ООО «Газпром ВНИИГАЗ»

Зам. главного редактора

В.А. Истомин, д.х.н., ООО «Газпром ВНИИГАЗ»,
А.Е. Рыжов, к.г.-м.н., ООО «Газпром ВНИИГАЗ»

Редакционная коллегия

М.А. Анисимов, д.ф.-м.н., профессор, Мэрилендский университет, США
Б.А. Сулейманов, д.т.н., профессор, Азербайджанская государственная нефтяная академия
В.Н. Башкин, д.б.н., профессор, Институт физико-химических и биологических проблем
почвоведения РАН
А.Н. Дмитриевский, д.г.-м.н., профессор, академик РАН, Институт проблем нефти и газа РАН
И.Т. Мищенко, д.т.н., профессор, Российский государственный университет нефти и газа
(НИУ) имени И.М. Губкина

Научный редактор

И.В. Ряховских, к.т.н., ООО «Газпром ВНИИГАЗ»

Рецензенты

Я.Г. Авдеев, д.х.н., доцент, КГУ им. К.Э. Циолковского
С.Я. Бецюфен, д.т.н., МАИ
Ю.И. Кузнецов, д.х.н., профессор, ИФХЭ РАН
А.С. Кузьбожьев, д.т.н., Филиал ООО «Газпром ВНИИГАЗ» в г. Ухта
Е.М. Морозов, д.т.н., НИЯУ МИФИ
Р.О. Самсонов, д.т.н., профессор, СамГУ
В.Г. Титов, заслуженный деятель науки РФ, д.т.н., профессор,
ИНЭЛ НГТУ им. Р.Е. Алексеева
Н.Х. Хаплыев, д.т.н., РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина
В.В. Харионовский, д.т.н., профессор
М.В. Чучкалов, д.т.н., ООО «Газпром трансгаз Уфа»
А.И. Шербаков, д.х.н., ИФХЭ РАН

Над номером работали

Ответственный редактор

Т.Г. Осияненко

Редактор

А.Я. Стефанова

Корректор

М.В. Бурова

Редактор перевода

А.Я. Стефанова

Верстка

Н.А. Владимиров

Дизайн

И.Ю. Белов

Адрес редакции

142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка,
Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1.

По вопросам подписки и приобретения обращаться:

Тел./факс: + 7 (498) 657-41-73

E-mail: vesti-gas@vniigaz.gazprom.ru

www.vesti-gas.ru

Подписано в печать 29.11.2019 г. Тираж 500 экз.

Подписной индекс по каталогу ОАО Агентство «Роспечать» № 58685.

Отпечатано в ООО «Газпром ВНИИГАЗ»

142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка,
Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1.

© ООО «Газпром ВНИИГАЗ», 2019

Цена свободная.

Правообладатель уведомляет о недопустимости полного или частичного
воспроизведения и распространения материалов сборника (ст. 1233 и 1255 ч. IV ГК РФ).

Слово редактора

Уважаемые читатели!

История развития мирового трубопроводного транспорта неотделима от становления нефтяной и газовой промышленности. Первый нефтепровод длиной всего 6 км построили в США в 1865 г., к середине XX в. общая протяженность всех трубопроводов мира достигла 350 тыс. км, а к началу 2000-х гг. протяженность трубопроводов трех крупнейших нефтегазодобывающих держав – России, США и Канады – составляла около 1 млн км. Рывку в развитии трубопроводного транспорта поспособствовали металлургические технологии семидесятых годов прошлого века, обеспечившие производство труб большого диаметра из упрочненных сталей. Крупнейшие советские, европейские и азиатские производители трубной продукции поставляли трубы диаметрами 1020...1420 мм для строительства магистральных нефте- и газопроводов, работающих под давлением 5,5...7,5 МПа. В те же годы США предложили инновационную технологию трассовой изоляции трубопроводов с применением пленочных покрытий «Поликен», которая получила широкое распространение при строительстве крупнейшей в мире газотранспортной системы на территории современной России. На сегодняшний день следует констатировать общий износ магистральных газопроводов (МГ) в России и за рубежом, большинство из которых были построены в период 1960–1990 гг. В первую очередь, это связано с доступом коррозионной среды к поверхности труб в местах отслоения пленочной изоляции трассового нанесения, образования и постепенного развития коррозионных повреждений, в большинстве своем имеющих характер коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). Число таких повреждений достигает нескольких тысяч на один километр трубопровода.

Явление длительного коррозионно-механического разрушения стальных труб, которое называют КРН, или стресс-коррозией, впервые в истории эксплуатации МГ зафиксировано в США в марте 1965 г. В результате аварии на севере г. Нэтчиточеса в штате Луизиана погибли 17 человек и в радиусе 450 футов были разрушены 7 домов. С тех пор во всем мире данное явление относят к наиболее опасным и непредсказуемым видам повреждения МГ, что привлекает к нему внимание широкого круга специалистов и ученых. Позднее аналогичные аварийные разрушения газопроводов отмечались в Австралии, Аргентине, Бразилии, Венесуэле, Иране, Пакистане, Саудовской Аравии, Канаде и бывшем Советском Союзе.

С середины 1990-х гг. КРН становится одним из ключевых факторов ухудшения технического состояния и надежности МГ России. Уже в начале 2000-х гг. география распространения КРН включала МГ на территориях Западной Сибири, Урала, Севера, центральных регионов страны, а число аварий доходило до 17 в год. В 2004 г. дефекты типа КРН впервые обнаружены на технологических трубопроводах компрессорных станций. В этот период времени для выработки мероприятий по упреждению аварий МГ по причине КРН в ПАО «Газпром» был организован Координационный совет, в состав которого вошли представители различных департаментов ПАО «Газпром», ООО «Газпром ВНИИГАЗ», а также более 20 научно-исследовательских институтов и организаций, в том числе зарубежных.

В результате реализации комплекса мероприятий, а именно внутри-трубного технического диагностирования, переизоляции, выборочного и капитального ремонтов МГ, осуществляемых ПАО «Газпром» и его дочерними обществами при научно-технической поддержке



Заместитель начальника
Корпоративного
научно-технического
центра коррозионного
мониторинга
и защиты от коррозии
ООО «Газпром
ВНИИГАЗ»,
к.т.н., И.В. Ряховских

ООО «Газпром ВНИИГАЗ», удалось снизить аварийность МГ по причине КРН до приемлемого уровня.

Современные экономические вызовы повышают значимость решения задач эффективной эксплуатации газопроводов, подверженных стресс-коррозии, а также рационального распределения финансовых средств, выделяемых на их техническое диагностирование и ремонт, поэтому становятся востребованными научные разработки в области физического, химического моделирования и цифровизации процесса КРН на базе фундаментальных исследований. Повышенный интерес к вопросам коррозионно-механического разрушения трубных сталей в первую очередь обусловлен недостатками классических подходов к оценке прочности и долговечности труб, среди которых предположение об однородности материала труб, отсутствие критериев стабилизации (остановки развития) коррозионно-механических трещин и оценки влияния химического состава коррозионной среды на кинетику процесса растрескивания. Важно отметить, что при универсальности математического аппарата механики разрушения точность и достоверность расчетных моделей долговечности (работоспособности) трубопроводов, как правило, обеспечивается применением эмпирических уравнений, полученных по результатам комплексных сериальных испытаний металла труб, моделирующих его работу в условиях, близких к эксплуатационным.

Сборник, который вы держите в руках, представляет собой панораму современных взглядов отечественных и зарубежных исследователей на механизмы образования и развития КРН трубных сталей в околонейтральных электролитах. В статьях освещаются результаты лабораторного моделирования основных стадий коррозионно-механического разрушения труб в условиях, приближенных к эксплуатации магистральных газопроводов. Авторы демонстрируют перспективы компьютерного моделирования процесса стресс-коррозии и варианты его программной реализации применительно к задачам эксплуатации и ремонта МГ. Кроме того, вы найдете информацию об актуальных направлениях развития технологий ремонта и диагностирования газопроводов.

Материалы, вошедшие в сборник, были представлены на IV Научно-практическом семинаре «Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением», который состоялся в 2018 г. в ООО «Газпром ВНИИГАЗ» с участием представителей 28 российских и семи зарубежных (Германия, Китай, Польша, Корея и Израиль) компаний, а также на крупнейших международных конференциях «Pipeline Technology Conference – PTC 2019» (Германия), «Petroleum Tubular Goods, Equipment & Materials – TEC 2019» (Китай).

Издание будет интересно не только широкому кругу специалистов нефтегазовой, химической и металлургической промышленности, но и студентам, магистрантам и аспирантам нефтегазовых специальностей высших учебных заведений. Представленные в сборнике статьи могут использоваться для разработки программ повышения квалификации.

Содержание

- 6 **Bogdanov R.I., Gutman E.M., Ryakhovskikh I.V., Unigovski Ya.B., Shneck R.Z.**
Stress corrosion cracking of pipeline steels in near-neutral-pH solutions: the role of mechanochemical and chemomechanical effects
- 22 **Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Морозов Н.С., Джумаев П.С., Минушкин Р.А.**
Механизмы коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов по данным рентгеновского исследования их структурных особенностей
- 34 **Рыбкина А.А., Гладких Н.А., Мизитов К.В., Петрунин М.А., Маршаков А.И., Богданов Р.И.**
Экспериментальное определение скорости развития локальных коррозионных повреждений на поверхности трубных сталей в растворах, имитирующих грунтовый электролит
- 43 **Ryakhovskikh I.V.**
Regularities of the near-neutral pH stress corrosion cracking of gas pipelines
- 60 **Конищев К.Б., Семенов А.М., Чабан А.С., Лобанова Н.А., Кашковский Р.В.**
Особенности механизма коррозионного растрескивания под напряжением металла труб в средах, содержащих сероводород и диоксид углерода
- 67 **Ненашева Т.А., Маршаков А.И., Игнатенко В.Э.**
Влияние переменного тока на коррозионное растрескивание под напряжением трубной стали Х70 в нейтральных средах
- 75 **Арабей А.Б., Шпилов А.В., Ряховских И.В., Власова Л.В., Кузнецов А.Н., Коваленко С.В., Бабушкин В.А., Косачев Д.В.**
Информационно-аналитическая система прогнозирования аварийно опасных стресс-коррозионных участков магистральных газопроводов и планирования их капитального ремонта
- 89 **Кантюков Р.Р., Ряховских И.В., Мишарин Д.А.**
Модель интеллектуального прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности магистральных газопроводов
- 98 **Günther C., Marewski U., Steiner M.**
Approach and experiences regarding the rehabilitation of stress-corroded pipelines by the stress test
- 104 **Запевалов Д.Н., Маянц Ю.А., Глазов Н.Н.**
Магистральные газопроводы в условиях интенсивных механических воздействий: особенности строительства и защиты от коррозии
- 112 **Ляпичев Д.М., Лопатин А.С., Никулина Д.П.**
Мониторинг напряженного состояния газопроводов как необходимый элемент контроля коррозионного растрескивания
- 118 **Ряховских И.В., Богданов Р.И., Кашковский Р.В., Подольская В.В., Сахон А.В., Игошин Р.В.**
Повышение эффективности противокоррозионной защиты поврежденных участков магистральных газопроводов с использованием ингибированных систем изоляционных покрытий
- 127 **Афанасьев А.В., Савин Д.В., Бельков Д.Н., Комаров Д.В., Щербо И.В., Холодков С.А.**
Факторы развития и возможности мониторинга дефектов типа КРН на трубопроводах ООО «Газпром трансгаз Самара»
- 140 **Юнусов Р.Н., Зазнобин В.А.**
Сравнительный анализ результатов работ подрядных организаций по обнаружению и идентификации стресс-коррозионных дефектов на участках линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород»
- 146 **Пушкарёв А.М., Глазов Н.Н., Копьев И.Ю., Лексиков М.Ю., Фёдоров Д.Ю.**
Инженерные изыскания. К вопросу проведения зимних электрометрических работ
- 152 **Погуляев С.И., Максютин И.В., Ряховских И.В.**
Экспериментальная оценка несущей способности и остаточного ресурса труб магистральных газопроводов с трещинами стресс-коррозионного происхождения по результатам полигонных испытаний в ООО «Газпром трансгаз Ухта»
- 163 **Сведения об авторах**
- 168 **Information about the authors**

85 лет выдающемуся ученому А.И. Гриценко



Александр Иванович Гриценко (род. 9 ноября 1934 г.) – советский и российский газогидродинамик, специалист в области разработки и эксплуатации месторождений природных газов, промышленной подготовки и переработки газа и газового конденсата, член-корреспондент РАН (1991 г.). Им продуманы научные принципы промышленной подготовки углеводородного сырья и обоснована концепция разработки крупнейших газовых и газоконденсатных месторождений, впервые в мире выявлен эффект двойной ретроградной конденсации (конденсат, вода) при эксплуатации газоконденсатных месторождений на истощение.

А.И. Гриценко родился в Краснодаре. В 1958 г. окончил Московский нефтяной институт им. И.М. Губкина по специальности «Разработка нефтяных и газовых месторожде-

ний». В 1963 г. там же окончил аспирантуру и в 1965 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В молодости работал в Краснодарском газопромышленном управлении старшим механиком цеха газопереработки, оператором, инженером, старшим инженером Управления «Краснодарнефть» Краснодарского совнархоза.

С 1963-го по 1966 г. – старший научный сотрудник и руководитель группы Всесоюзного НИИ природных газов Мингазпрома СССР (ВНИИГАЗ). С 1966 г. вел научно-педагогическую деятельность в Московском институте народного хозяйства им. Г.В. Плеханова и Московском нефтяном институте им. И.М. Губкина: руководитель проблемной научно-исследовательской лаборатории, доцент, декан факультета. В 1975 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук по теме «Исследование и разработка технологических процессов обработки добываемого углеводородного сырья при эксплуатации газоконденсатных месторождений». В 1977 г. А.И. Гриценко присвоено ученое звание профессора, в 1991 г. он избран членом-корреспондентом РАН.

В 1977 г. был назначен директором ВНИИГАЗа и проработал в этой должности вплоть до 2000 г. (с 1991 г. – генеральный директор Всероссийского НИИ природных газов и газовых технологий ГК «Газпром»), с 1986 г. одновременно являлся генеральным директором НПО «Союзгазтехнология», с 1993 г. – член Совета директоров РАО «Газпром». Будучи генеральным директором ВНИИГАЗа, А.И. Гриценко сыграл ключевую роль в создании в системе Европейской экономической комиссии ООН Газового центра, который сегодня объединяет 25 ведущих мировых газовых компаний. Многие его книги стали для специалистов отрасли настольными, среди них: «Научные основы промышленной обработки углеводородного сырья» (1977 г.), «Технология разработки крупных газовых месторождений» (1990 г.), «Транспорт на газе» (1992 г.), «Сбор и промышленная подготовка газа на северных месторождениях России», «Гидродинамика газожидкостных смесей в скважинах и трубопроводах» (1994 г.), «Руководство по исследованию скважин» (1995 г.), серия работ «Научные основы технологических процессов при разработке и эксплуатации газовых и газоконденсатных месторождений» и др. (всего 221 научный труд, в том числе 23 монографии, 67 изобретений). По инициативе и при непосредственном участии Александра Ивановича подготовлена к печати первая Российская газовая энциклопедия.

Общественная деятельность: председатель Московского правления Научно-технического общества нефтяников и газовиков им. академика И.М. Губкина (с 1975 г.); вице-президент Академии горных наук; председатель экспертного совета по проблемам нефти и газа; член президиума ВАК; член научного совета по комплексным проблемам энергетики и бюро научного совета по проблемам разработки нефтяных и газовых месторождений РАН; постоянный представитель Российской Федерации в ЕЭК при ООН; член совета Международного газового союза и президиума World LPG Forum; член совета по присуждению премий Правительства РФ в области науки и техники.

Награды и звания:

- 1970 г. – медаль «За доблестный труд. В ознаменование 100-летия со дня рождения Владимира Ильича Ленина»;
- 1975, 1981, 1991 гг. – лауреат премии имени академика И.М. Губкина;
- 1976 г. – медаль «За трудовое отличие»;
- 1982 г. – орден «Знак Почета»;
- 1984 г. – заслуженный деятель науки и техники РСФСР;
- 1987 г. – Государственная премия СССР в области науки и техники (в составе группы) за разработку и внедрение научно-технических решений, обеспечивших ускоренное освоение Уренгойского газового месторождения (Сеноманская пустошь);
- 1991 г. – академик Российской академии естественных наук;
- 1992 г. – Золотая медаль имени Л.С. Лейбензона АН СССР за серию работ «Научные основы технологических процессов при разработке и эксплуатации газовых и газоконденсатных месторождений»;
- 1993 г. – академик Академии горных наук;
- 1996 г. – академик Академии технологических наук;
- 1997 г. – академик Международной академии топливно-энергетического комплекса;
- 1997 г. – иностранный член Украинской нефтегазовой академии;
- 1997 г. – Государственная премия Российской Федерации в области науки и техники (в составе группы) за разработку комплекса научно-технических решений, обеспечивающих надежность добычи природного газа при энергосберегающих технологиях и повышении газо- и конденсатоотдачи недр;
- 1999 г. – орден «За заслуги перед Отечеством» IV степени.

УДК 622.691.4:620.194.22

Stress corrosion cracking of pipeline steels in near-neutral-pH solutions: the role of mechanochemical and chemomechanical effects

R.I. Bogdanov^{1*}, E.M. Gutman², I.V. Ryakhovskikh¹, Ya.B. Unigovski², R.Z. Shneck²

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

² Dept. of Materials Engineering, Ben-Gurion University of the Negev, Beer-Sheva, Israel

* E-mail: R_Bogdanov@vniigaz.gazprom.ru

Keywords:

near-neutral-pH SCC (NNpHSCC), pipeline, mechanochemical & chemomechanical effects.

Abstract. The article attempts to summarize the results of modern experimental studies and numerical modeling of mechanochemical and chemomechanical processes occurring on the surface of pipe steels and at the top of the crack under the simultaneous effects of stresses / strains and corrosion media. The influence of these processes on the mechanism and kinetics of corrosion cracking of pipe steels in near-neutral aqueous solutions is discussed. The criteria for the quantitative assessment of the influence of mechanochemical and chemomechanical effects (MCE & CME) on the stress corrosion cracking (SCC) of pipeline steels are considered. The analysis of research methods for the study of MCE and CME was carried out with the aim of further developing a unified methodological approach to assessment and quantification in predicting SCC in neutral media.

Stress corrosion cracking (SCC) of pipeline steels is one of the most important problems in the countries that have the extensive systems of high-pressure buried gas pipelines [1–12]. Analysis of the published data showed that failures of the SCC occurred in gas pipelines operating in different continents and climatic regions and built of pipes of different diameters, and according to the standards of different countries pipe steels had significantly different chemical compositions and mechanical properties; the only constant condition for the development of this process was the access of the aqueous medium to the surface of the metal of the pipes due to disbandment of the tape coating [1, 4–7, 10, 11].

Depending on the composition of the electrolyte under the coating, two main types of SCC of pipeline steels are distinguished: intergranular cracking in concentrated carbonate electrolytes with high pH (8...10) and transgranular cracking in dilute electrolytes with near-neutral pH (5,5...7,5). The qualitative characteristics of the main types of SCC are presented in a large number of original works and reviews [1, 4–6, 8, 11].

To date, it has become apparent that it is impossible to apply the equations (or criteria) of electrochemistry and fracture mechanics separately to describe the kinetics of the SCC pipeline steels, since the process occurs under the simultaneous action of electrochemical and mechanical factors. Secondly, the mathematical (quantitative) description of the SCC models of pipeline steels is possible based on the results of experimental modeling of various stages, but the disadvantage is that the obtained empirical coefficients and dependencies cannot be used for a wide range of pipes laid in soils with different component composition.

It seems that a more realistic approach today is to divide off SCC pipeline steels into separate significant phenomena and study these phenomena separately with using of the results to improve the accuracy of the predictive SCC models of pipeline steels [12]. This approach allows us to describe the SCC process, but quantifying requires a more detailed study of individual effects. This will improve the accuracy of predictive SCC models of pipeline steels.

The fundamental relationships, including thermodynamics and kinetics of interactions between the chemical reactivity of a solid surface and the stress state of the surface layers, have been described earlier [13–15]. The acceleration of chemical reactions by mechanical action (mechanochemical effect – MCE) and the increase in near-surface plasticity caused by chemical reactions (chemomechanical effect – CME) simultaneously

open up new possibilities for controlling a wide range of processes from corrosion protection to design of new materials. In authors' opinion, such significant phenomena as MCE and CME, which develop at the tip of stress-corrosion cracks with synergistic interaction between them, should be more deeply investigated to prevent the failure of main gas pipelines. In the following subsections of the review, the authors will try to consider critically the use of MCE methods for studying corrosion under the stress of main gas pipelines and predicting their durability in near-neutral groundwater.

Theoretical background and experimental verifications of MCE and CME

The term «mechanochemistry» was introduced by Wilhelm Ostwald [16] at the beginning of the XX century. The effect of mechanical deformation of a solid on the course of chemical reactions is one of the oldest empirically observable facts, e.g. in procuring fire.

The role of MCE in SCC of metals was undoubtedly established, e.g., for stainless steels by Hoar who found that «yield-assisted anodic dissolution of 18-8 chromium-nickel steel is clearly a conjoint mechano-chemical phenomenon, not the result of consecutive action of separate mechanical and chemical processes» [17]. Additionally, it was found [18, 19] that the effect of yielding (plastic deformation) on the rate of the anodic dissolution of metals (Fe, Mo, Ni, and Cu) in acid solutions was much more pronounced than that of the elastic deformation. The CME [13–15] is the change in the physico-mechanical properties of a metal under the influence of chemical (electrochemical) reactions on its surface. In the literature this effect is paid less attention than the opposite effect, namely the influence of mechanical effects on the course of chemical transformations in materials (i.e., MCE), which is due to the wide area of its practical applications. At the same time, both CME and MCE can be regarded as interrelated. The main cause of the CME is an increase in the flow of dislocations in the surface metal layer under conditions of chemical reactions on the surface, which causes plasticization and additional deformation of the dissolving metal. An additional flow of dislocations is formed as a result of the rapid saturation of the surface layer of the metal with dislocations to the maximum possible «dynamic» density with the subsequent removal of this layer due to chemical dissolution [13].

Up-to-date concepts of the dissolution of a crystalline solid (e.g., anodic dissolution mechanism of metals) are based on the idea of the initial formation of monatomic pits (bidimensional dissolution nucleus) and sequential etching of atomic layers along the crystallographic plane by shifting the monatomic step with successive repeating of the layer dissolution process. The saturation of dissolving layer with dislocations is possible because of the very high (almost sonic) velocity of dislocation multiplication as compared to solid dissolution, which takes a few second to etch one monatomic layer. Thus, favorable conditions are created for multiple slip dislocations and, consequently, for relaxation of microstresses and decrease in the hardness of a surface layer [13].

In accordance to the mechanochemical theory, a stressed solid (working electrode) dissolving in an electrolyte changes its equilibrium electrode potential due to the mechanical stress. The decrease in the equilibrium electrode potential $\Delta\phi_0$ corresponds to an increase in mechanochemical activity and a decrease in corrosion resistance of a solid. The $\Delta\phi_0$ value for a solid system of positive ions due to the presence of the mechanical action of positive or negative elastic stresses (their absolute value $\Delta P > 0$) and plastic deformations of a solid can be found from equations (1) and (2), respectively [13]:

$$\Delta\phi_0 = -\frac{\Delta P V_m}{zF}, \quad (1)$$

$$\Delta\phi_0 = -\frac{n\Delta\tau R}{\bar{\alpha}kN_m zF}, \quad (2)$$

where V_m – molar volume; z – charge-transfer valence; F – Faraday constant; n – number of planar dislocations in a pile-up; $\Delta\tau$ – resolved shear stress; R – universal gas constant; $\bar{\alpha}$ – coefficient describing mobile dislocation density ($10^9 \dots 10^{11} \text{ cm}^{-2}$); k – Boltzmann's constant; N_m – maximum possible dislocation density considered as one mole of dislocations.

As experimental verification of MCE, the effect of plastic strain on kinetics of cathodic and anodic processes on wire specimens of low-carbon steel was investigated [13]. The increase in anodic increment Δi_a before the onset of easy glide is proportional to the growth of strain hardening $\Delta\tau$ in the stress range between the elastic limit and the beginning of easy glide (fig. 1). Summing up the theoretical analysis of the effect of plastic deformation on MCE, one should point out three

stages of strain hardening curve. In the stage I new dislocations appear at easy glide without planar pile-ups formation. MCE does not increase essentially and may even decrease due to relaxation of existing pile-ups. Stage II is characterized by intense strain hardening at the stress increase, and planar pile-ups appear leading to sharp increase in MCE in accordance with equation (2). Dislocation glides and cross slips lead to their uneven distribution, resulting into numerous dislocation tangle and pile-up groups that collectively contribute to the strain-hardening of the polycrystalline metal. Stage III as a final stage of dynamic recovery is characterized by planar pile-ups destroying, cell walls (sub-boundary) are formed leading to the sharp decrease in n values (see eq. (2)), strain hardening is weakened, and MCE significantly decreases.

To study the CME on the metal surface, various electrochemical, physical and mechanical methods have been used, such as measuring nano- and micro-hardness under conditions of anodic polarization [13, 20, 21]. Experiments conducted on iron single crystals and steels confirmed the presence of the CME in microhardness tests [13]. The reduction of the nano-hardness under anodic polarization comparing to air was confirmed also for pure iron [20].

Nevertheless, until now, numerous researchers connect corrosion cracking with the processes of film formation and destruction at the tip of growing crack, i.e. with active-to-passive

transitions [21–25]. However, selective dissolution of metal in the crack tip required for its growth may be caused by other reasons, which are not necessarily connected with competing processes of passive film rupture and recovering [26]. In this paper, authors consider other possible processes that affect the dissolution of steel under stress (i.e., MCE), or mechanical behavior as a result of chemical/electrochemical interactions (i.e., CME) in a near-neutral pH (NNpH) aqueous medium, and, accordingly, the development of individual stages of SCC.

MCE and CME during SSC of pipe steels in pH-neutral aqueous media in view of the sequence of the process stages

It is generally recognized that the stress corrosion cracking of pipe steels is a multi-stage process, which includes at least four main stages: the incubation period, the initiation of cracks, the stable development of cracks to a critical size, and the accelerated accidental destruction [1, 6, 9, 12]. Let us consider the successive stages of the formation and propagation of the cracks from the point of view of the possible manifestation of MCE & CME using as an example a well-known scheme of the time-dependent crack velocity [1, 24, 12]. At stage «0» (the incubation period) metal dissolution enhanced by stress and plastic deformation occurs in NNpH solutions with the formation and growth of corrosive pits and «pitting-like» damage, formed near structural inhomogeneities (non-metallic inclusions, pearlitic colonies, slip bands, etc.) and near mechanical damage (scratches, dents or tears), which are stress concentrators on the surface of steel [6, 9, 27–30].

Increased corrosion of metal caused by the simultaneous effects of stresses / deformations and the environment can be explained from the standpoint of the mechanochemical concept discussed above. Recently, some expressions of mechanochemistry, in particular, for the change of $\Delta\varphi_0$ (see eqs. (1, 2)) and Δi_a (see further eq. (3), p. 10) of elastically and plastically stressed metals, were taken into account in study of stress corrosion of pipeline steels in NNpH solutions [29–37].

The effect of mechanical factors on parameters of electrochemical reactions (i.e., MCE) appears, e.g., in the change in an open circuit potential (OCP) of pipe steels during the slow strain rate test in a 0,5M Na_2CO_3 + 1M NaHCO_3 solution [38] and in the NS4 anaerobic solution (pH 6,8) [35]. It was established that for X80 steel in a carbonate-

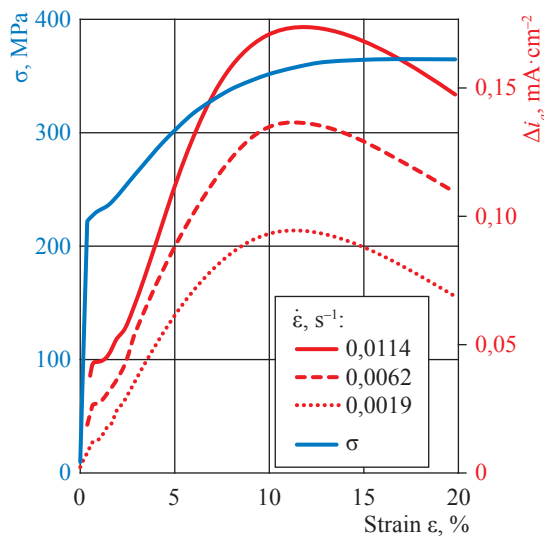


Fig. 1. The effect of strain ε and strain rate $\dot{\varepsilon}$ on anodic current density Δi_a for low-carbon wire steel in 3,5M H_2SO_4 [13]: σ – stress

bicarbonate solution open to air at the chosen strain rate ($\dot{\epsilon} = 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) OCP was monotonically shifting in a positive direction at strain increasing from 0 to 0,070 due to the continuous formation of a passive film without its destruction even in the field of plastic deformation [30]. As contrary to this fact, in the NS4 anaerobic solution using the same strain rate and strain range X70 steel shows the OCP shift to the negative direction with increasing strain. The effect of plastic deformation on the electrochemical parameters is attributed to three main aspects of MCE: an increase in the electrochemical thermodynamic activity of steel, a change in the density and distribution of dislocations, and an increase in surface roughness [29]. Similarly to B.T. Lu, et al. and Z.Y. Liu, et al. [39, 40], authors call the process of localized surface plasticity due to anodic dissolution which could increase the mobility of dislocations (CME) as «corrosion-facilitated plasticity» [29]. In this example, the close relationship between MCE and CME is clearly manifested. Plastic deformation due to MCE causes a change in the electrochemical parameters (shift of an open circuit potential), contribute to the absorption and permeation of atomic hydrogen into steel, as well as anodic dissolution, especially in localized active centers, which serve as nucleation sites for cracks [41]; in turn, under certain conditions (low atomic hydrogen concentration, etc.), hydrogen can cause the hydrogen-induced plasticity (i.e., CME).

The effect of very small initial plastic deformation of X80 steel ranged from 0,001 to 0,008 (the yielding plateau) on corrosion behavior in 0,62M NaCl was investigated in a four-point-loading apparatus, in which the exact strain values were obtained using the adjustable bolt and measured by strain gauges [30]. At strain closed to 0,0055 a six-fold increase in the corrosion current density (i_{corr}) was observed. Such a jump in i_{corr} was explained by an avalanche increase in the number of dislocations (multiplication), which gradually turn into pile-ups of dislocations. Taking into account eq. (2), the authors explain such a jump in i_{corr} by a significant increase in the number of dislocations n and resolved stress $\Delta\tau$, although the yield plateau is characterized by a constant value of $\Delta\tau$ [30]. Similar dependencies were obtained for the same steel in an in-situ tensile test combined with a potentiodynamic polarization test under the given potential (OCP + 100 mV) in a sulfate-reducing bacterial solution with pH $\approx 7,1$ [37].

At the beginning of the yielding plateau a huge jump in Δi_a was detected from 0,18 to 10 μA due to destroying the dislocation pinning and their multiplication (a jump in n , see eq. (2)). The further slight decrease of the anodic current density, as the authors explain [37], is due to a decrease in the generation velocity of the Lüders bands (localized bands of plastic deformation in metals experiencing tensile stresses) [37]. The same phenomena have been observed in literature [13, 33].

Mechanochemical behavior of X100 pipeline steel under uniaxial elastic stress in an NNpH solution was estimated [32]. By substitution of the relevant parameters and the maximum uniaxial stress of $\Delta P = 600 \text{ MPa}$ ($\sigma/\sigma_{\text{yield}} = 0,75$, where σ_{yield} – yield strength) into eq. (1), it was calculated that the theoretical change of $\Delta\phi_0$ was 7,4 mV. The experiment showed that the change in the electrode potential ($\Delta\phi$) was significantly less than $\Delta\phi_0$. This is due to the significant electrochemical heterogeneity of the surface (places with predominant anodic or cathodic reactions), as a result of which the only average value of the OCP is measured, while the eq. (1) refers to the local potential of the electrode, which varies much more significantly.

Additionally, when there is a local plastic deformation, the local corrosion activity is increased remarkably. With static elastic stress, which is well below the yield strength, local plastic deformation is possible, e.g., if there are some metallurgical defects, pits, etc. [13, 33, 36, etc.]. For example, when the solution contains an aggressive chlorine ion Cl^- , macroelastic deformation, which is applied to bainitic and ferritic low carbon steels using both «soft» constant load and «hard» load using the slow strain rate testing (SSRT) method, causes stress accelerated corrosion due to MCE with pits formation [36]. When the critical stress exceeds 0,5 and 0,7 σ_{yield} for ferritic and bainitic steels respectively, the applied mechanical energy will cause microplastic deformation of the macroelastic deformed steel, which generates at grain boundaries and then extends into the grains. Due to the stress concentration in the pits caused by chloride ion, the potential change of $\Delta\phi$ under loading from 0 to 0,5 σ_{yield} was calculated to be 16,4 mV (see eq. (1)), which is smaller than the experimental value 33,8 mV. A large number of local plastic flows generated at grain boundaries due to enhanced dislocation motion is the reason which causes the break point in MCE [36]. In turn, additional anodic dissolution in regions of pits and

grain boundaries is connected with local plastic deformation, and demonstrates manifestation of MCE. However, R.K. Ren et al. [36] do not explain the reason why at constant load which exceeds the value of the critical stress the corrosion current markedly decreases with increasing load for bainitic steel, and non-monotonously varies with increasing load for ferritic steel.

Potentiodynamic polarization of plastically deformed samples [36] or during a tensile test (e.g., SSRT) [29, 33, 37, 40] demonstrates increasing corrosion rate and crack growth rates due to MCE. It was shown that the influence of MCE became significant during plastic deformation of X100 steel [33]. The tests were carried out on the pre-strained X100 steel samples using the SSRT method (10^{-4} s^{-1}) in an NS4 solution at pH 6.8. The pre-strain of the samples was 0; 0,0098; 0,0226 and 0,0392. While both anodic and cathodic reactions were enhanced by pre-strain, the effect on anodic reaction was more significant. Plastic strain would increase the MCE significantly, as demonstrated by corrosion potential, coupling current density and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) measurements. L.Y. Xu et al. [33] suggested that, in reality, a non-uniform distribution of plastic stresses and strains on pipelines would cause quite different corrosion activities on the steel. This could be the reason to initiate preferential localized corrosion and even cracks [1, 7]. On the base of a number of dependencies of mechanochemistry [13–15] the shift of electrochemical corrosion potential as a function of plastic strain (ϵ_{pl}) was established for the different values of initial density (N_0) of dislocations prior to plastic deformation [33]. The calculation of the shift of corrosion potential shows that N_0 increasing on one order of magnitude from 10^8 to 10^9 at plastic deformation of 0,005 and 0,035 causes the shift of $\Delta\phi_0$ in the negative direction from -4 to $-20 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ ¹ and from -16 to $-42,5 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ respectively. The indicated results on the assessment of dislocation densities obtained by computational methods require more detailed study and experimental confirmation in the case of SCC of pipe steels in media with a pH close to neutral.

According to L.Y. Xu and Y.F. Cheng [31], both the anodic and cathodic reactions should be taken into account at the analysis of the mechanochemical corrosion of plastically

strained steel. By finite element (FE) method and using localized electrochemical impedance spectroscopy on the samples of X100 steel with various widths it was shown that there were quite different corrosion activities on the steel due to a non-uniform distribution of plastic strains. The FE simulation included (i) elasto-plastic solid stress analysis of the pipe, (ii) electrode potential and current density analysis at the steel/solution interface, and (iii) simulation and analysis of MCE, i.e., the interaction of mechanical parameters and electrochemical corrosion behavior of the steel in solution. L.Y. Xu and Y.F. Cheng [31] assumed that the pipe steel was in an active dissolution state. The equilibrium potentials of anodic reaction depending on elastic and plastic strains were calculated using eqs. (1) & (2), meantime, for describing of MCE on cathodic reaction (i_c) a semi-empirical expression was derived:

$$i_c = i_{0,c} \cdot 10^{V_m \sigma_{\text{Mises}} / 6F(b_c)}, \quad (3)$$

where $i_{0,c}$ is exchange current density of hydrogen evolution on X100 steel in the absence of external stress/strain; σ_{Mises} is von Mises stress calculated from FE; and b_c is cathodic Tafel slope [31].

The most important findings obtained using the FE model are the various effects of tensile strain and depth of corrosion defect on stress distribution. While tensile deformation leads to an overall increase of stress through the pipe wall, the increasing corrosion defect depth causes a more concentrated stress at the defect center, which serves as anode, and the sides of the defect serving as cathode. Local plastic deformation due to increased tensile strain or the corrosion depth leads to anodic dissolution in the center of the defect, where local corrosion activity increases significantly.

Subsequently, this FE model was supplemented by the study of time-dependent MCE at corrosion defect, enabling prediction of the defect growth over a long-term time period [34]. The time dependence of local stress and anodic current density at corrosion defect can be featured with three stages, namely: a negligible corrosion in elastic region; a slow increase of both stress and anodic current density under mild plastic deformation; and a rapid increase of both local stress and corrosion current density under a high local plastic deformation. The accelerated corrosion at stressed defects (i.e., MCE) can be mitigated effectively by reducing operating

¹ SCE = saturated calomel electrode.

pressure and application of cathodic protection on pipelines. The disadvantage of this work is the lack of consideration of residual stresses on the pipe surface. Thus, it was established [12] that increased residual deformations measured by fiber-optic sensors when loading pipes with pressure were observed in areas with shallow corrosion defects and SCC cracks (depth up to 1,5 mm). Therefore, one should expect a high rate of steel dissolution even at small sizes of defects due to the influence of residual operational stresses in the surface layer.

A numerical method for studying mechanochemical processes in the pitting and grooving corrosion of steel structures under external and internal stresses was proposed [35]. Numerical simulation of these processes allows determining local surface areas with an increased level of stresses and deformations and, accordingly, identifying localized areas of accelerated dissolution of stressed metal (mechanochemical corrosion), and quantitatively describes the increase in dissolution current.

According to the analysis of the literature, MCE plays a dominant role in the formation of pits, which are the sites of cracking. It is generally accepted that the main parameter determining the formation and rate of NNpH SCC microcracks (stage I) are the residual tensile stresses in the surface of pipes, the effect of which is added to the applied operational stresses and weakens as the depth of the crack increases [9, 12]. As a result, the total tensile stresses on the surface of the pipe in places of local corrosion defects can reach the σ_{yield} values of the material [42, 43], and therefore the implementation of the CME and MCE is possible. A strong correlation between residual stress and the presence of NNpH SCC colonies in pipes grades from X52 to X70 was found [44].

Under an applied load (σ_{appl}), which was very close to the yield point, the crack initiation was really observed in pipe steels of X70 and X80 grades [45, 46]. As a result, NNpH SCC was observed for 278 days at a $\sigma_{\text{appl}}/\sigma_{0,2}$ ratio of 0,999 (where $\sigma_{0,2}$ – conditional yield strength), while at a ratio of 0,972 only pitting and cracks without fracture of the specimen were observed [45]. Similarly, cracks could originate and propagate in X80 steel at $\sigma_{\text{appl}} > 95\%$ of $\sigma_{0,2}$ [46].

The kinetics of further development of the SCC at this stage is determined by the aggressiveness of the near-pipe electrolyte, the level of residual stresses, structural and textural features in the surface layer of the pipe; and

to a lesser extent it depends on the operational loads. The applied pipe manufacturing techniques lead to formation of areas with different levels of residual deformation on the surface of pipes [42, 43]. Reducing the effect of residual stresses [43, 47] due to the textural heterogeneity of the material can lead to partial or complete cessation of destruction [42, 48]. Considering that determination of the exact value of residual stresses in the metal of a pipe is difficult and requires further study, and macro-properties of the material (mechanical characteristics) do not fit to describe the development of shallow (short) cracks due to their variation even within one pipe [49], stage I requires more detailed study.

It appears that the CME can contribute in the process of crack formation on pipeline steels in neutral pH environments. For example, as indicated [39], both atomic hydrogen and dissolution at the surface discontinuities can increase the surface plasticity of steel (microplastic deformation) contributing to crack initiation and propagation. At this time, as noted [50], the emission of dislocations also plays an important role in promoting both localization of microplasticity and localized dissolution, as well as in maintaining crack sharpness.

The mechanism for the further development of NNpH cracks (stage II, see earlier) is studied in detail. Most researchers try to explain the development of SCC at this stage by various interactions between applied stresses, hydrogenation and local metal dissolution. The influence of these processes on SCC is interrelated, and different authors point out various combinations that have a dominant effect on crack growth.

The majority of researchers are eager to explain the propagation of SCC at this stage by the various interactions between hydrogen charging, and local dissolution of the metal [9, 31, 51]. It has been suggested [39, 52–55] that hydrogen and cyclic loading play a significant role in the cracking of pipeline steel in NNpH electrolytes. Hydrogen-induced plasticity (HIP) [56] and the internal-hydrogen-assisted cracking mechanism are considered as mechanisms of hydrogen influencing crack growth in NNpH solutions instead of the hydrogen environmental-assisted cracking mechanism [55].

A large group of researchers believes that the cause of the growth of cracks in NNpH SCC pipe steels is the synergistic effect of anodic dissolution and hydrogen absorption in the metal [57–59].

An NNpH environment is capable of generating a catalytic surface effect on hydrogen evolution in pipeline steels [60]. Hydrogen evolution markedly depends on the oxidation state of steels [61, 62], and it changes the chemical potential of the steel and enhances anodic dissolution [63]. Thermodynamic justification of the effect of hydrogen concentration on anodic dissolution is described [64–66]. Hydrogen introduced into the steel can promote anodic dissolution and SCC susceptibility, but these ideas contradict the known data on the inhibitory effect of atomic hydrogen on the anodic process of dissolution of iron in acidic environments [67].

It is important to note that the effect of hydrogen on the cracking of pipe steels manifests itself when hydrogen reaches a certain «critical» concentration in metal, which depends on the composition of the corrosive environment, as well as the type and level of the applied mechanical load [68]. However, it was established [69] that the current density of hydrogen penetration into steel in the field conditions did not reach the «critical» values, above which hydrogen embrittlement was observed. Therefore, the development of NNpH SCC with the predominant effect of absorbed hydrogen on crack growth is unlikely, and can be observed with a significant potential shift in the negative direction in solutions containing the hydrogen penetration promoter and/or under specific loading conditions (a certain combination of the stress intensity factor at the crack tip (K), the change of stress intensity factor at the crack tip (ΔK) values and cycle frequency) [70, 71].

Other researchers believe that local anodic dissolution of a metal has a major effect on crack growth in pipeline steel in weakly acidic and near-neutral electrolytes [13, 71–74]. Selective dissolution of metal at the tip of the crack is not necessarily connected with competing processes of passive films rupture and recovering. Moreover, in NNpH solutions conventional film rupture–repassivation theory can't be applied for pipelines, which are in an active dissolution state [11]. It seems, one of the possible reasons of cracking at this stage is the development of MCE and CME at the tip of a crack, as it is presented below.

The corrosion rate at the tip of previously grown fatigue cracks on X65 pipe steel samples was studied at various stress levels in a neutral pH medium (NS4 solution with 5 % CO₂ purge to pH 6,6) [75]. It was shown that at the tip of the crack steel was in a state of active dissolution. There

was no significant change (within $\pm(10\dots 20)$ mV) in the values of corrosion potential E_{cor} (-730 mV_{SCE} at the tip of the unloaded crack) at the crack tip under various loads. However, the current density of corrosion increased by more than 2 times with an increase in the applied load up to 95 % of the yield strength of the steel, which indicated an increase in the corrosion rate at the crack tip and, as a result, the implementation of MCE.

The rate of local anodic dissolution of samples of ferritic-pearlite pipe made of X70 steel (yield strength of 650 MPa and tensile strength of 740 MPa) with pre-grown fatigue cracks (2...3 mm length) along the surface of the sample, as well as samples without cracks, was investigated under a constant load of 3000 N in NS4 solution, which was purged with 5 % CO₂+N₂ to pH of 6,8 [76]. It was established by numerical simulation methods that the stress concentration at the tip of the cracks reached values up to 80 % of the yield strength of steel when a tensile load of 3000 N was applied to samples with cracks. It was shown that such a stress concentration almost 3-fold raised the local anodic dissolution rate of steel (and therefore MCE is implemented) at the crack tip. At the same time, the dissolution of the crack tip is accompanied by the formation of a layer of corrosion products on the metal surface, which does not effectively protect the steel from further dissolution due to a loose, porous structure. This leads to the continuous propagation of cracks and an increase in the concentration of stresses at the crack tip, which, in turn, further accelerates the local dissolution of the metal with the time of testing.

It has been suggested [6, 71] that crack growth is possible through anodic plasticity caused by dissolution (i.e., CME), but this effect has not been studied in more detail. Another results can also be considered as manifestation of the CME (in a wider sense than the definition given at the beginning of the «Theoretical background and experimental verifications of MCE and CME» section of this paper) [74]. It has been established that crack growth in X70 pipe steel in a weakly acid electrolyte (pH 5,5) under the action of a static load may slow down due to a decrease in the rate of dissolution of the metal with increasing degree of filling the surface with hydrogen. Thus, an indirect effect of the cathodic reaction of hydrogen evolution on the change in crack growth was shown [74], which can be considered as a special case of CME.

The mechanism of crack growth was considered taking into account the concepts of HIP [56–58]. The effect of HIP can be considered as a special case of the CME. The HIP effect slows down the process of SCC steel in a NNpH medium (NNpH SCC) due to an increase in the plastic deformation zone in front of the crack tip in the potential ranged from -680 to -930 mV_{SCE} (fig. 2) [40]. However, the detailed mechanism of HIP and its relationship to CME are unclear and require further study.

Further growth of the crack at stage III occurs with the participation of the near-pipe environment under design loads (seasonal ground movements, changes in working pressure), and is also determined by the interaction with adjacent cracks in the colony, with the result that when a certain size and relative position of the crack are reached, linear dimensions increase [6, 27, 77, 78].

After that an increasing effect of variable loads in the pipeline from gas pressure leads to formation and development of a longitudinal main crack until the pipeline collapses. It can be assumed that at these stages of the process the MCE is responsible for the accelerated anodic dissolution of the metal at the tip of a deep crack under the simultaneous action of the medium and variable load [79, 80]. In addition, diffusion of atomic hydrogen to the tips of such cracks and the implementation, e.g., of HIC [9, 77] cannot

be ruled out. Apparently, the qualitative laws governing the manifestation of MCE and CME at this stage will be similar to those discussed above, and quantifying the contribution of these effects will require taking into account the peculiarities of the variable loading.

Concluded remarks

Analysis of literature shows that the MCE and CME exist when pipe steel is cracking. During the incubation period of a crack initiation near such inhomogeneities as grain boundaries, inclusions, metallurgical defects, etc., the dissolution of the metal enhanced by stress during elastic and plastic deformation takes place in NNpH solutions with formation and growth of corrosion pits, where, undoubtedly, the MCE plays a dominant role. The MCE is responsible for accelerating anodic dissolution at the tip of a crack when a load is applied (constant or cyclic), which makes the crack propagate. It has been shown that the MCE has been studied, including some examples of numerical modeling, in more detail than the CME. All authors agree that MCE accelerates the formation of corrosion defects and cracks propagation, however, the assessment of the quantitative contribution in the literature is either absent, or controversial for different authors – the differences are associated primarily with different experimental conditions (sample shape, solution composition, loading conditions, etc.). It is obvious that studies of the CME during the cracking of pipe steels are few, isolated, and require further systematic study, including modeling. In the near future new methods of modeling both MCE and CME should be developed for quantitative prediction of SCC in pipe steels.

In conclusion, it should be noted that further study of MCE and CME in the process of stress corrosion cracking of pipe steels requires more detailed experimental studies in the following areas:

- determination of dislocation densities in pipe steels with SCC steel;
- assessment of the influence of the level of residual deformations / stresses of pipes of different composition and strength classes on the intensity of electrochemical processes;
- determination of the mechanisms of local dissolution of the metal at the top of the crack, alternative to the generally accepted concepts of «film rupture – dissolution»;

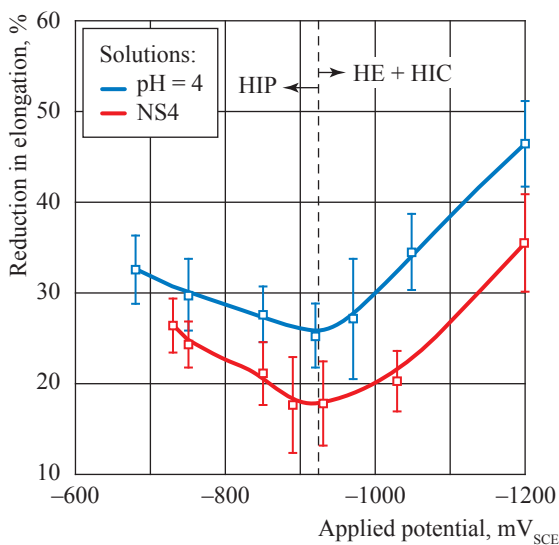


Fig. 2. Effect of cathodic potential on reduction-in-elongation in NS4 and pH = 4 solutions as compared to air [40]:

HE – hydrogen embrittlement;
HIC – hydrogen-induced cracking

- assessment of the effect of atomic hydrogen on the plasticization of the surface layers at the tip of the crack;
- determination of quantitative criteria to account for MCE and CME in a multi-stage model of pH-neutral SCC pipe steels.

References

1. NATIONAL ENERGY BOARD. *Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry*. Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996, MH-2-95.
2. GAREYEV, A.G., I.A. IVANOV, I.G. ABDULLIN, et al. *Prediction of corrosion mechanical damage to main pipelines* [Prognozirovaniye korrozionno-mekhanicheskikh razrusheniy magistralnykh truboprovodov]. Moscow: IRTs Gazprom, 1997. (Russ.).
3. PARKINS, R.N. A review on SCC of high-pressure pipelines. *Corrosion*. 2000, paper 00363. ISSN 0010-9312.
4. ANTONOV, V.G., et al. *Stress corrosion cracking of main gas pipelines* [Korrozionnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem trub magistralnykh gazoprovodov]: atlas. ARABEY, A.B., Z. KNOSHINSKI (eds.). Moscow: Nauka, 2006. (Russ.).
5. KING, F. *Stress corrosion cracking of carbon steel used fuel containers in a Canadian deep geological repository in sedimentary rock*. Toronto, Ontario, Canada: Nuclear Waste Management Organization, 2010. NWMO TR-2010-21.
6. CHENG, Y.F. *Stress corrosion cracking of pipelines*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
7. ALIMOV, S.V., A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. The concept of diagnosis and repair of gas mains in regions with high susceptibility to stress corrosion cracking [Kontseptsiya diagnostirovaniya i remonta magistralnykh gazoprovodov v regionakh s vysokoy predraspolozhennostyu k stress-korrozii]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2015, no. S2 (724), pp. 10–15. ISSN 0016-5581. (Russ.).
8. GAMBOA, E. Inclined stress corrosion cracks in steel pipelines. *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2015, vol. 50, no. 3, pp. 191–195. ISSN 1478-422X.
9. CHEN, W. An overview of near-neutral pH stress corrosion cracking in pipelines and mitigation strategies for its initiation and growth. *Corrosion*. 2016, vol. 72, no. 7, pp. 962–977. ISSN 0010-9312.
10. CEPA. *Recommended practices for managing near-neutral pH stress corrosion cracking*. 3rd ed. Calgary, Alberta, 2015.
11. MALKIN, A.I., A.I. MARSHAKOV, A.B. ARABEY. Processes of crack initiation and propagation on the steels of main pipelines [Protsessy zarozhdeniya i rosta korrozionnykh treshchin na stali magistralnykh truboprovodov]. Pt. I: Modern understanding of the mechanisms of stress corrosion cracking of pipeline steels in aqueous media [Sovremennyye predstavleniya o mekhanizmax korrozionnogo rastreskivaniya staley v vodnykh sredakh]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2009, vol. 10, pp. 1–15. ISSN 1813-7016. (Russ.).
12. RYAKHOVSKIKH, I.V., R.I. BOGDANOV, A.B. ARABEY. Regularities of pipelines stress corrosion cracking [online]. In: *Proc. of the 14th Pipeline Technology Conference 2019, March 19–21, Berlin, Germany*, p. 13. Available from: <https://www.pipeline-conference.com/abstracts/regularities-pipelines-stress-corrosion-cracking>
13. GUTMAN, E.M. *Mechanochemistry of solid surfaces*. New Jersey–London–Singapore: World Scientific, 1994.
14. GUTMAN, E.M. *Mechanochemistry of materials*. Cambridge, UK: Cambridge Interscience, 1998.
15. GUTMAN, E.M. Surface plasticity modification using electrolytic etching. *Surface Coatings Technology*. 1994, vol. 67, no. 1–2, pp. 133–136. ISSN 0257-8972.
16. OSTWALD, W. *Outlines of general chemistry* [Grundriss der Allgemeinen Chemie]. 5th ed. Dresden: Steinkopff, 1917. (Germ.).
17. HOAR, T.P., J.M. WEST. Mechano-chemical anodic dissolution of austenitic stainless steel in hot chloride solution. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. 1962, vol. 268, no. 1334, pp. 304–315.
18. RAICHEFF, R.G., A. DAMJANOVIC, J.O'M. BOCKRIS. Dependence of the velocity of the anodic dissolution of iron on its yield rate under tension. *J. Chem. Phys.* 1967, vol. 47, pp. 2198–2199. ISSN 0021-9606.
19. DESPIC, A.R., R.G. RAICHEFF, J.O'M. BOCKRIS. Mechanism of the acceleration of the electroodic dissolution of metals during yielding under stress, *J. Chem. Phys.* 1968, vol. 49, pp. 926–938. ISSN 0021-9606.

20. GUO, X.H., B.T. LU, J.L. LUO. Response of surface mechanical properties to electrochemical dissolution determined by in situ nanoindentation technique. *Electrochem. Commun.* 2006, vol. 8, pp. 1092–1098. ISSN 1388-2481.
21. GUTMAN, E.M., Ya. UNIGOVSKI, R. SHNECK, et al. Electrochemically enhanced surface plasticity of steels. *Applied Surface Science.* 2016, vol. 388, pp. 49–56. ISSN 0169-4332.
22. SCULLY, J.C. Stress corrosion crack propagation: A constant charge criterion. *Corrosion Science.* 1975, vol. 15, no. 4, pp. 207–224. ISSN 0010-938X.
23. ANDRESEN, P.L., F.P. FORD. Life prediction by mechanistic modeling and system monitoring of environmental cracking of iron and nickel alloys in aqueous systems. *Materials Science and Engineering: A.* 1988, vol. 103, no. 1, pp. 167–184. ISSN 0921-5093.
24. PARKINS, R.N. The application of stress corrosion crack growth kinetics to predicting lifetimes of structures. *Corrosion Science.* 1989, vol. 29, no. 8, pp. 1019–1038. ISSN 0010-938X.
25. MAI, W., S. SOGHRATI. A phase field model for simulating the stress corrosion cracking initiated from pits. *Corrosion Science.* 2017, vol. 125, pp. 87–98. ISSN 0010-938X. DOI: 10.1016/j.corsci.2017.06.006
26. GUTMAN, E.M. An inconsistency in «film rupture model» of stress corrosion cracking. *Corrosion Science.* 2007, vol. 49, no. 5, pp. 2289–2302. ISSN 0010-938X.
27. RYAKHOVSKIKH, I.V. *A complex technique of research of corrosion-mechanical properties of low-carbon low-alloyed pipe steels and an assessment of their firmness against SCC* [Kompleksnaya metodika issledovaniya korrozionno-mekhanicheskikh svoystv malouglerodistykh nizkolegirovannykh trubnykh staley i otsenka ikh stoykosti protiv korrozionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem]. Candidate thesis (engineering). National Research Nuclear University MEPhI. Moscow, 2013. (Russ.).
28. RYAKHOVSKIKH, I.V., T.S. YESIEV, S.A. KOKHTEV. Improving methods of estimating the propensity of pipeline steels to stress corrosion cracking [Sovershenstvovaniye metodov otsenki stoykosti gazoprovodnykh staley k korrozionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem (stress-korrozii)]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov.* 2012, vol. 4, pp. 88–93. ISSN 0015-3214 (Russ.).
29. CUI, Z., Z. LIU, L. WANG, et al. Effect of plastic deformation on the electrochemical and stress corrosion cracking behavior of X70 steel in near-neutral pH environment. *Materials Science & Engineering: A.* 2016, vol. 677, pp. 259–273. ISSN 0921-5093.
30. WANG, Y., W. ZHAO, H. AI, et al. Effects of strain on the corrosion behaviour of X80 steel. *Corrosion Science.* 2011, vol. 53, pp. 2761–2766. ISSN 0010-938X.
31. XU, L.Y., Y.F. CHENG. Development of a finite element model for simulation and prediction of mechano-electrochemical effect of pipeline corrosion. *Corrosion Science.* 2013, vol. 73, pp. 150–160. ISSN 0010-938X.
32. XU, L.Y., Y.F. CHENG. An experimental investigation of corrosion of X100 pipeline steel under uniaxial elastic stress in a near-neutral pH solution. *Corrosion Science.* 2012, vol. 59, pp. 103–109. ISSN 0010-938X.
33. XU, L.Y., Y.F. CHENG. Corrosion of X100 pipeline steel under plastic strain in a neutral pH bicarbonate solution. *Corrosion Science.* 2012, vol. 64, pp. 145–152. ISSN 0010-938X.
34. XU, L.Y., Y.F. CHENG. A finite element based model for prediction of corrosion defect growth on pipelines. *International Journal of Pressure Vessels and Piping.* 2017, vol. 153, pp. 70–79. ISSN 0308-0161.
35. WANG, Y., J.A. WHARTON, R.A. SHENOI. Mechano-electrochemical modelling of corroded steel structures. *Engineering Structures.* 2016, vol. 128, pp. 1–14. ISSN 0141-0296.
36. REN, R.K., S. ZHANG, X.L. PANG, et al. A novel observation of the interaction between the macroelastic stress and electrochemical corrosion of low carbon steel in 3.5 wt% NaCl solution. *Electrochimica Acta.* 2012, vol. 85, pp. 283–294. ISSN 0013-4686.
37. WU, T., M. YAN, J. XU, et al. Mechano-chemical effect of pipeline steel in microbiological corrosion. *Corrosion Science.* 2016, vol. 108, pp. 160–168. ISSN 0010-938X.
38. ZHAO, W., Y. ZOU, D.X. XIA, et al. Effects of anodic protection on SCC behavior of X80 pipeline steel in high-pH carbonate-bicarbonate solution. *Archives of Metallurgy and Materials.* 2015, vol. 60, no. 2, pp. 1009–1013.
39. LU, B.T., J.L. LUO, P.R. NORTON. Environmentally assisted cracking mechanism of pipeline steel in near-neutral pH groundwater. *Corrosion Science.* 2010, vol. 52, pp. 1787–1795. ISSN 0010-938X.
40. LIU, Z.Y., X.Z. WANG, C.W. DU, et al. Effect of hydrogen-induced plasticity on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated soil environments. *Materials Science & Engineering: A.* 2016, vol. 658, pp. 348–354.

41. BUENO, A.H.S., B.B. CASTRO, J.A.C. PONCIANO. Assessment of stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement susceptibility of buried pipeline steels. In: *Environment-Induced Cracking of Materials*. 2008, vol. 2, pp. 313–322.
42. PERLOVICH, Y., O. KRYMSKAYA, M. ISAENKOVA, et al. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes. *Materials Science Forum*. 2017, vol. 879, pp. 1025–1030. ISSN 1662-9760. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025.
43. ARABEY, A.B., T.S. YESIYEV, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Influence of features of the pipe production technology on resistance to stress corrosion cracking during the operation of main gas pipelines [Vliyaniye osobennostey tekhnologii proizvodstva trub na stoykost k korrozionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2012, no. 2(673), pp. 52–54. ISSN 0016-5581. (Russ.).
44. BEAVERS, J.A., J.T. JOHNSON, R.L. SUTHERBY. Materials factors influencing the initiation of near-neutral pH SCC on underground pipelines. In: *International Pipeline Conference*. NY: ASME, 2000, pp. 979–998.
45. FANG, B.Y., E.H. HAN, J.Q. WANG, et al. Stress corrosion cracking of X-70 pipeline steel in near neutral pH solution subjected to constant load and cyclic load testing. *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2007, vol. 42, no. 2, pp. 123–129. ISSN 1478-422X.
46. JIA, Y.Z., J.Q. WANG, E.H. HAN, et al. Stress corrosion cracking of X80 pipeline steel in near-neutral pH environment under constant load tests with and without preload. *J. Mater. Sci. Technol.* 2011, vol. 27, no. 11, pp. 1039–1046. ISSN 1005-0302.
47. MASOUMI, M., H. ABREU. Textural analysis through thickness of API X70 steel after hot rolling and post heat treatment [online]. 52^o *Seminário de Laminação, Rio de Janeiro*. 2015, vol. 52, no. 52, pp. 89–98. ISSN: 2594-5297. DOI 10.5151/1983-4764-26267. Available from: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/textural-analysis-through-thickness-of-api-x70-steel-after-hot-rolling-and-post-heat-treatment>
48. PYSHMINTSEV, I., A. GERVASYEV, R.H. PETROV, et al. Crystallographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 702–703, pp. 770–773. ISSN 1662-9760.
49. LYAKISHEV, N.P., M.M. KANTOR, V.N. TIMOFEEV, et al. Structural study of a gas pipeline metal after long operation. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2005, vol. 2005, no. 1, pp. 1–11. ISSN 0036-0295.
50. ELBOUJDAINI, M., Y.Z. WANG, R.W. REVIE, et al. Stress corrosion crack initiation processes: pitting and microcrack coalescence. In: *Corrosion/2000, NACE, Houston*. Paper no. 00379.
51. LU, B.T., J.L. LUO, P.R. NORTON, et al. Effects of dissolved hydrogen and elastic and plastic deformation on active dissolution of pipeline steel in anaerobic groundwater of near-neutral pH. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, pp. 41–49. ISSN 1359-6454.
52. CHEN, W., R. KANIA, R. WORTHINGHAM, et al. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 20, pp. 6200–6214. ISSN 1359-6454.
53. ASHER, S.L., P.M. SINGH. Role of stress in transgranular stress corrosion cracking of transmission pipelines in near-neutral pH environments. *Corrosion*. 2009, vol. 65, pp. 79–87. ISSN 0010-9312.
54. WANG, R. Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel. *Corrosion Science*. 2009, vol. 51, pp. 2803–2810. ISSN 0010-938X.
55. KANG, Y., W. CHEN, R. KANIA, et al. Simulation of crack growth during hydrostatic testing of pipeline steel in near-neutral pH environment. *Corrosion Science*. 2011, vol. 53, pp. 968–975. ISSN 0010-938X.
56. LYNCH, S.P. Towards understanding the mechanisms and kinetics of environmentally assisted cracking. In: *Environment-induced cracking of materials*. Elsevier, 2008, vol. 1: Chemistry, mechanics and mechanisms, p. 167.
57. LU, B.T., J.L. LUO. A mechanistic study on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel. In: *Environment-induced cracking of materials*. Elsevier, 2008, vol. 2, pp. 243–253.
58. DELAFOSSE, D., B. BAYLE, C. BOSCH. The roles of crack-tip plasticity, anodic dissolution and hydrogen in SCC of mild and C-Mn steels. In: *Proc. of the 2nd Inter. Conf. on Environment-Induced Cracking of Metals, Sept. 19–23, 2003, Alberta, Canada*. 2004, vol. 2, p. 267.
59. BEEN, J., F. KING, R.L. SUTHERBY. Environmentally assisted cracking of pipeline steels in near-neutral pH environments. In: *Proc. of the 2nd Inter. Conf. on Environment-Induced Cracking of Metals, Sept. 19–23, 2003, Alberta, Canada*. 2004, vol. 2, p. 221.
60. NIU, L., Y.F. CHENG. Corrosion behavior of X-70 pipe steel in near-neutral pH solution.

- Applied Surface Science*. 2007, vol. 253, pp. 8626–8631. ISSN 0169-4332.
61. FLIS, J., T. ZAKROCYMSKI. Enhanced hydrogen entry in iron at low anodic and low cathodic polarizations in neutral and alkaline solutions. *Corrosion*. 1992, vol. 48, no. 7, pp. 530–539. ISSN 0010-9312.
 62. KING, F., T. JACK, W. CHEN, et al. Mechanistic studies of initiation and early stage crack growth for near-neutral pH SCC on pipelines. In: *Corrosion/2000, NACE, Houston, TX*. Paper 361.
 63. LI, M.C., Y.F. CHENG. Mechanistic investigation of hydrogen-enhanced anodic dissolution of X-70 pipe steel and its implication on near-neutral pH SCC of pipelines. *Electrochimica Acta*. 2007, vol. 52, pp. 8111–8117. ISSN 0013-4686.
 64. QIAO, L.J., J.L. LUO, X. MAO. The role of hydrogen in the process of stress corrosion cracking of pipeline steels in dilute carbonate-bicarbonate solution. *J. Materials Science Letters*. 1997, vol. 16, pp. 516–520. ISSN 0261-8028.
 65. MAO, S.X., M. LI. Mechanics and thermodynamics on the stress and hydrogen interaction in crack tip stress corrosion: Experiment and theory. *J. Mechanics and Physics of Solids*. 1998, vol. 46, no. 6, pp. 1125–1137. ISSN 0022-5096.
 66. GU, B., J. LUO, X. MAO. Hydrogen-facilitated anodic dissolution-type stress corrosion cracking of pipeline steels in near-neutral pH solution. *Corrosion*. 1999, vol. 55, pp. 96–106. ISSN 0010-9312.
 67. MARSHAKOV, A.I., M.A. MALEEVA, A.A. RYBKINA, et al. Effect of atomic hydrogen on the anodic dissolution of iron in a weakly acidic sulfate electrolyte. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2010, vol. 46, no. 1, pp. 40–49.
 68. IGNATENKO, V.E., A.I. MARSHAKOV, V.A. MARICHEV, et al. Effect of cathodic polarization on the corrosion cracking rate in pipe steels. *Protection of Metals*. 2000, vol. 36, no. 2, pp. 111–117.
 69. MIKHAILOVSKIY, Yu.N., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO, et al. Estimation of the probability of hydrogen embrittlement of steel gas pipelines in the action areas of cathode stations [Otsenka veroyatnosti vodorodnogo okhrupchivaniya stalnykh gazoprovodov v zonakh deystviya katodnykh stantsiy]. *Zashchita Metallov*. 2000, vol. 36, no. 2, pp. 140–145. (Russ.).
 70. IGNATENKO, V.E., Yu. I. KUZNETSOV, A.B. ARABEL, et al. Application of SSRT to estimate the effect of corrosive medium on the liability of x70 pipe steel to stress corrosion cracking [online]. *International Journal of Corrosion and Scale Inhibition*. 2013, vol. 2, is. 4, pp. 318–336. ISSN 2305-6894. DOI: 10.17675/2305-6894-2013-2-4-318-336. Available from: <http://ijcsi.pro/papers/application-of-ssrt-to-estimate-the-effect-of-corrosive-medium-on-the-liability-of-x70-pipe-steel-to-stress-corrosion-cracking>
 71. MARSHAKOV, A.I., V.E. IGNATENKO, R.I. BOGDANOV, et al. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel. *Corrosion Science*. 2014, vol. 83, pp. 209–216. ISSN 0010-938X.
 72. BOGDANOV, R.I., MARSHAKOV A.I., V.E. IGNATENKO. Effect of solution composition on crack growth rate in X70 pipeline steel under static and cyclic loading [Vliyaniye sostava rastvora na skorost rosta treshchiny v trubnoy stali X70 pri staticheskoy i tsiklicheskoy nagruzke]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2011, vol. 11, pp. 30-38. ISSN 1813-7016. (Russ.).
 73. RYAKHOVSKIKH, I.V., R.I. BOGDANOV, T.S. ESIEV, et al. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment. In: *Proc. of Materials Science & Technology, Oct. 12–16, 2014, Pittsburgh, PA*. Pp. 807–814.
 74. BOGDANOV, R.I., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO, et al. Effect of hydrogen peroxide on crack growth rate in X70 pipeline steel in weak acid solution. *Corrosion Engineering Science and Technology*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 294–301. ISSN 1478-422X.
 75. YANG, Y., Y.F. CHENG. Stress enhanced corrosion at the tip of near-neutral pH stress corrosion cracks on pipelines. *Corrosion*. 2016, vol. 72, no. 8, pp. 1035–1043. ISSN 0010-9312.
 76. TANG, X., Y.F. CHENG. Micro-electrochemical characterization of the effect of applied stress on local anodic dissolution behavior of pipeline steel under near-neutral pH condition. *Electrochimica Acta*. 2009, vol. 54, no. 5, pp. 1499–1505. ISSN 0013-4686.
 77. CHEN, W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels. In: EL-SHERIK, A.M. (ed.). *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies. Production and Transmission*. 1st ed. Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017, ch.30, pp. 707–748.
 78. MALKIN, A.I., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO, et al. Processes of crack initiation and propagation on the steels of main pipelines [Protsessy zarozhdeniya i rosta korroziyonnykh treshchin na stalnykh magistralnykh truboprovodov]. Pt. II: The kinetics of crack growth and environmental effects on SCC of pipeline steels in aqueous media [Kineticheskiye zakonomernosti i vliyaniye usloviy ekspluatatsii na KRN trubnykh staley v vodnykh sredakh]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2010, no. 2, pp. 1–13. ISSN 1813-7016. (Russ.).

79. ZHAO, W., R. XIN, Z. HE, et al. Contribution of anodic dissolution to the corrosion fatigue crack propagation of X80 steel in 3.5 wt.% NaCl solution. *Corrosion Science*. 2012, vol. 63, pp. 387–392. ISSN 0010-938X.
80. CUI, Z.Y., Z.Y. LIU., X.Z. WANG, et al. Crack growth behaviour and crack tip chemistry of X70 pipeline steel in near-neutral pH environment. *Corros. Eng. Sci. Technol.* 2016, vol. 51, pp. 352–357. ISSN 1478-422X.

Коррозионное растрескивание трубопроводной стали под напряжением в растворах с pH, близким нейтральному: роль механохимических и хемомеханических воздействий

Р.И. Богданов^{1*}, Э.М. Гутман², И.В. Ряховских¹, Я.Б. Униговский², Р. Шнек²

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

² Университет им. Бен-Гуриона, Израиль, 8410501, г. Бир-Шева, а/я 653

* E-mail: R_Bogdanov@vniigaz.gazprom.ru

Тезисы. В статье предпринята попытка обобщить результаты современных экспериментальных исследований и численного моделирования механохимических (МХЭ) и хемомеханических (ХМЭ) процессов, протекающих на поверхности трубных сталей и в вершине трещины при одновременном воздействии напряжений/деформаций и коррозионной среды. Обсуждается влияние указанных процессов на механизм и кинетику коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) трубных сталей в околонейтральных водных растворах. Рассмотрены критерии количественной оценки влияния МХЭ и ХМЭ на электрохимическое и стресс-коррозионное поведение трубных сталей. Выполнен анализ методов исследования МХЭ и ХМЭ с целью дальнейшей разработки единого методологического подхода к оценке и количественному учету при прогнозировании pH-нейтрального КРН.

Ключевые слова: коррозионное растрескивание под напряжением, трубная сталь, механохимический и хемомеханический эффекты.

Список литературы

1. МН-2-95. Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry / National Energy Board. – Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996.
2. Гареев А.Г. Прогнозирование коррозионно-механических разрушений магистральных трубопроводов / А.Г. Гареев, И.А. Иванов, И.Г. Абдуллин и др. – М.: ИРЦ Газпром, 1997. – 170 с
3. Parkins R.N. A review on SCC of high-pressure pipelines / R.N. Parkins // *Corrosion*. – 2000. – Paper 00363.
4. Антонов В.Г. Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов: атлас / В.Г. Антонов и др.; под общ. ред. А.Б. Арабей, З. Коношински. – М.: Наука, 2006.
5. King F. Stress corrosion cracking of carbon steel used fuel containers in a Canadian deep geological repository in sedimentary rock: NWMO TR-2010-21 / F. King. – Toronto, Ontario, Canada: Nuclear Waste Management Organization, 2010. – 34 с.
6. Cheng Y.F. Stress corrosion cracking of pipelines / Y.F. Cheng. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
7. Алимов С.В. Концепция диагностирования и ремонта магистральных газопроводов в регионах с высокой предрасположенностью к стресс-коррозии / С.В. Алимов, А.Б. Арабей, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2015. – № S2 (724). – С. 10–15.
8. Gamboa E. Inclined stress corrosion cracks in steel pipelines / E. Gamboa // *Corrosion Engineering, Science and Technology*. – 2015. – Т. 50. – № 3. – С. 191–195.
9. Chen W. An overview of near-neutral pH stress corrosion cracking in pipelines and mitigation strategies for its initiation and growth / W. Chen // *Corrosion*. – 2016. – Т. 72. – № 7. – С. 962–977.
10. Recommended practices for managing near-neutral pH stress corrosion cracking / CEPA. – 3-е изд. – Calgary, Alberta: CEPA, 2015.
11. Малкин А.И. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных газопроводов. Ч. 1: Современные представления о механизмах коррозионного растрескивания сталей в водных средах / А.И. Малкин, А.И. Маршаков, А. Б. Арабей // *Коррозия: материалы, защита*. – 2009. – № 10. – С. 1–15.
12. Ryakhovskikh I.V. Regularities of pipelines stress corrosion cracking / I.V. Ryakhovskikh, R.I. Bogdanov, A.B. Arabey // Proc. of the 14th Pipeline Technology Conference 2019, March 19–21, Berlin, Germany. – 2019. – С. 13. – <https://www.pipeline-conference.com/abstracts/regularities-pipelines-stress-corrosion-cracking>

13. Gutman E.M. *Mechanochemistry of solid surfaces* / E.M. Gutman. – New Jersey; London; Singapore: World Scientific, 1994.
14. Gutman E.M. *Mechanochemistry of materials* / E.M. Gutman. – Cambridge, UK: Cambridge Interscience, 1998.
15. Gutman E.M. Surface plasticity modification using electrolytic etching / E.M. Gutman // *Surface Coatings Technology*. – 1994. – Т. 67. – № 1–2. – С. 133–136.
16. Ostwald W. *Grundriss der Allgemeinen Chemie* / W. Ostwald. – 5-е изд. – Dresden: Steinkopff, 1917.
17. Hoar T.P. Mechano-chemical anodic dissolution of austenitic stainless steel in hot chloride solution / T.P. Hoar, J.M. West // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. – 1962. – Т. 268. – № 1334. – С. 304–315.
18. Raicheff R.G. Dependence of the velocity of the anodic dissolution of iron on its yield rate under tension / R.G. Raicheff, A. Damjanovic, J.O'M. Bockris // *J. Chem. Phys.* – 1967. – Т. 47. – С. 2198–2199.
19. Despic A.R. Mechanism of the acceleration of the electroodic dissolution of metals during yielding under stress / A.R. Despic, R.G. Raicheff, J.O'M. Bockris // *J. Chem. Phys.* – 1968. – Т. 49. – С. 926–938.
20. Guo X.H. Response of surface mechanical properties to electrochemical dissolution determined by in situ nanoindentation technique / X.H. Guo, B.T. Lu, J.L. Luo // *Electrochem. Commun.* – 2006. – Т. 8. – С. 1092–1098.
21. Gutman E.M. Electrochemically enhanced surface plasticity of steels / E.M. Gutman, Ya. Unigovski, R. Shneck, et al. // *Applied Surface Science*. – 2016. – Т. 388. – С. 49–56.
22. Scully J.C. Stress corrosion crack propagation: A constant charge criterion / J.C. Scully // *Corrosion Science*. – 1975. – Т. 15. – № 4. – С. 207–224.
23. Andresen P.L. Life prediction by mechanistic modeling and system monitoring of environmental cracking of iron and nickel alloys in aqueous systems / P.L. Andresen, F.P. Ford // *Materials Science and Engineering: A*. – 1988. – Т. 103. – № 1. – С. 167–184.
24. Parkins R.N. The application of stress corrosion crack growth kinetics to predicting lifetimes of structures / R.N. Parkins // *Corrosion Science*. – 1989. – Т. 29. – № 8. – С. 1019–1038.
25. Mai W. A phase field model for simulating the stress corrosion cracking initiated from pits / W. Mai, S. Soghrati // *Corrosion Science*. – 2017. – Т. 125. – С. 87–98. – DOI: 10.1016/j.corsci.2017.06.006
26. Gutman E.M. An inconsistency in «film rupture model» of stress corrosion cracking / E.M. Gutman // *Corrosion Science*. – 2007. – Т. 49. – № 5. – С. 2289–2302.
27. Ряховских И.В. Комплексная методика исследования коррозионно-механических свойств малоуглеродистых низколегированных трубных сталей и оценка их стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением: автореф. дис. ... к.т.н.: 01.04.07 / И.В. Ряховских [Место защиты: Нац. исслед. ядерный ун-т]. – М., 2013. – 24 с.
28. Ряховских И.В. Совершенствование методов оценки стойкости газопроводных сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением (стресс-коррозия) / И.В. Ряховских, Т.С. Есиев, С.А. Кохтев // *Физика и химия обработки материалов*. – 2012. – Т. 4. – С. 88–93.
29. Cui Z. Effect of plastic deformation on the electrochemical and stress corrosion cracking behavior of X70 steel in near-neutral pH environment / Z. Cui, Z. Liu, L. Wang, et al. // *Materials Science & Engineering: A*. – 2016. – Т. 677. – С. 259–273.
30. Wang Y. Effects of strain on the corrosion behaviour of X80 steel / Y. Wang, W. Zhao, H. Ai, et al. // *Corrosion Science*. – 2011. – Т. 53. – С. 2761–2766.
31. Xu L.Y. Development of a finite element model for simulation and prediction of mechano-electrochemical effect of pipeline corrosion / L.Y. Xu, Y.F. Cheng // *Corrosion Science*. – 2013. – Т. 73. – С. 150–160.
32. Xu L.Y. An experimental investigation of corrosion of X100 pipeline steel under uniaxial elastic stress in a near-neutral pH solution / L.Y. Xu, Y.F. Cheng // *Corrosion Science*. – 2012. – Т. 59. – С. 103–109.
33. Xu L.Y. Corrosion of X100 pipeline steel under plastic strain in a neutral pH bicarbonate solution / L.Y. Xu, Y.F. Cheng // *Corrosion Science*. – 2012. – Т. 64. – С. 145–152.
34. Xu L.Y. A finite element based model for prediction of corrosion defect growth on pipelines / L.Y. Xu, Y.F. Cheng // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2017. – Т. 153. – С. 70–79.
35. Wang Y. Sheno. Mechano-electrochemical modelling of corroded steel structures / Y. Wang, J.A. Wharton, R.A. Sheno // *Engineering Structures*. – 2016. – Т. 128. – С. 1–14.
36. Ren R.K. A novel observation of the interaction between the macroelastic stress and electrochemical corrosion of low carbon steel in 3.5 wt% NaCl solution / R.K. Ren, S. Zhang, X.L. Pang, et al. // *Electrochimica Acta*. – 2012. – Т. 85. – С. 283–294.
37. Wu T. Mechano-chemical effect of pipeline steel in microbiological corrosion / T. Wu, M. Yan, J. Xu, et al. // *Corrosion Science*. – 2016. – Т. 108. – С. 160–168.
38. Zhao W. Effects of anodic protection on SCC behavior of X80 pipeline steel in high-pH carbonate-bicarbonate solution / W. Zhao, Y. Zou, D.X. Xia, et al. // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2015. – Т. 60. – № 2. – С. 1009–1013.
39. Lu B.T. Environmentally assisted cracking mechanism of pipeline steel in near-neutral pH groundwater / B.T. Lu, J.L. Luo, P.R. Norton // *Corrosion Science*. – 2010. – Т. 52. – С. 1787–1795.

40. Liu Z.Y. Effect of hydrogen-induced plasticity on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated soil environments / Z.Y. Liu, X.Z. Wang, C.W. Du, et al. // *Materials Science & Engineering: A*. – 2016. – Т. 658. – С. 348–354.
41. Bueno A.H.S. Assessment of stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement susceptibility of buried pipeline steels / A.H.S. Bueno, B.B. Castro, J.A.C. Ponciano // *Environment-Induced Cracking of Materials*. – 2008. – Т. 2. – С. 313–322.
42. Perlovich Y. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes / Y. Perlovich, O. Krymskaya, M. Isaenkova, et al. // *Materials Science Forum*. – 2017. – Т. 879. – С. 1025–1030. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025.
43. Арабей А.Б. Влияние особенностей технологии производства труб на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением / А.Б. Арабей, Т.С. Есиев, И.В. Ряховских // *Газовая промышленность*. – 2012. – № 2(673). – С. 52–54.
44. Beavers J.A. Materials factors influencing the initiation of near-neutral pH SCC on underground pipelines / J.A. Beavers, J.T. Johnson, R.L. Sutherby // *International Pipeline Conference*. – NY: ASME, 2000. – С. 979–998.
45. Fang B.Y. Stress corrosion cracking of X-70 pipeline steel in near neutral pH solution subjected to constant load and cyclic load testing / B.Y. Fang, E.H. Han, J.Q. Wang, et al. // *Corrosion Engineering, Science and Technology*. – 2007. – Т. 42. – № 2. – С. 123–129.
46. Jia Y.Z. Stress corrosion cracking of X80 pipeline steel in near-neutral pH environment under constant load tests with and without preload / Y.Z. Jia, J.Q. Wang, E.H. Han, et al. // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2011. – Т. 27. – № 11. – С. 1039–1046.
47. Masoumi M. Textural analysis through thickness of API X70 steel after hot rolling and post heat treatment / Masoumi, M., H. Abreu // *52^o Seminário de Laminação, Rio de Janeiro*. – 2015. – Т. 52. – № 52. – С. 89–98. – DOI 10.5151/1983-4764-26267. – <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/textural-analysis-through-thickness-of-api-x70-steel-after-hot-rolling-and-post-heat-treatment>
48. Pyshmintsev I. Crystallographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel / I. Pyshmintsev, A. Gervasyev, R.H. Petrov, et al. // *Materials Science Forum*. – 2012. – Т. 702–703. – С. 770–773.
49. Lyakishev N.P. Structural study of a gas pipeline metal after long operation / N.P. Lyakishev, M.M. Kantor, V.N. Timofeev, et al. // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2005. – Т. 2005. – № 1. – С. 1–11.
50. Elboudjaini M. Stress corrosion crack initiation processes: pitting and microcrack coalescence / M. Elboudjaini, Y.Z. Wang, R.W. Revie, et al. // *Corrosion/2000, NACE, Houston*. – Paper № 00379.
51. Lu B.T. Effects of dissolved hydrogen and elastic and plastic deformation on active dissolution of pipeline steel in anaerobic groundwater of near-neutral pH / B.T. Lu, J.L. Luo, P.R. Norton, et al. // *Acta Materialia*. – 2009. – Т. 57. – С. 41–49.
52. Chen W. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen / W. Chen, R. Kania, R. Worthingham, et al. // *Acta Materialia*. – 2009. – Т. 57. – № 20. – С. 6200–6214.
53. Asher S.L. Role of stress in transgranular stress corrosion cracking of transmission pipelines in near-neutral pH environments / S.L. Asher, P.M. Singh // *Corrosion*. – 2009. – Т. 65. – С. 79–87.
54. Wang, R. Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel / R. Wang // *Corrosion Science*. – 2009. – Т. 51. – С. 2803–2810.
55. Kang Y. Simulation of crack growth during hydrostatic testing of pipeline steel in near-neutral pH environment / Y. Kang, W. Chen, R. Kania, et al. // *Corrosion Science*. – 2011. – Т. 53. – С. 968–975.
56. Lynch, S.P. Towards understanding the mechanisms and kinetics of environmentally assisted cracking / S.P. Lynch // *Environment-induced cracking of materials*. – Elsevier, 2008. – Т. 1: Chemistry, mechanics and mechanisms. – С. 167.
57. Lu B.T. A mechanistic study on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel / B.T. Lu, J.L. Luo. // *Environment-induced cracking of materials*. – Elsevier, 2008. – Т. 2. – С. 243–253.
58. Delafosse D. The roles of crack-tip plasticity, anodic dissolution and hydrogen in SCC of mild and C-Mn steels / D. Delafosse, B. Bayle, C. Bosch // *Proc. of the 2nd Inter. Conf. on Environment-Induced Cracking of Metals, Sept. 19–23, 2003, Alberta, Canada*. – 2004. – Т. 2. – С. 267.
59. Been J. Environmentally assisted cracking of pipeline steels in near-neutral pH environments / J. Been, F. King, R.L. Sutherby // *Proc. of the 2nd Inter. Conf. on Environment-Induced Cracking of Metals, Sept. 19–23, 2003, Alberta, Canada*. – 2004. – Т. 2. – С. 221.
60. Niu L. Corrosion behavior of X-70 pipe steel in near-neutral pH solution / L. Niu, Y.F. Cheng // *Applied Surface Science*. – 2007. – Т. 253. – С. 8626–8631.
61. Flis J. Enhanced hydrogen entry in iron at low anodic and low cathodic polarizations in neutral and alkaline solutions / J. Flis, T. Zakroczymski // *Corrosion*. – 1992. – Т. 48. – № 7. – С. 530–539.
62. King F. Mechanistic studies of initiation and early stage crack growth for near-neutral pH SCC on pipelines / F. King, T. Jack, W. Chen, et al. // *Corrosion/2000, NACE, Houston, TX*. – Paper 361.

63. Li M.C. Mechanistic investigation of hydrogen-enhanced anodic dissolution of X-70 pipe steel and its implication on near-neutral pH SCC of pipelines / M.C. Li, Y.F. Cheng // *Electrochimica Acta*. – 2007. – Т. 52. – С. 8111–8117.
64. Qiao L.J. The role of hydrogen in the process of stress corrosion cracking of pipeline steels in dilute carbonate-bicarbonate solution / L.J. Qiao, J.L. Luo, X. Mao // *J. Materials Science Letters*. – 1997. – Т. 16. – С. 516–520.
65. Mao S.X. Mechanics and thermodynamics on the stress and hydrogen interaction in crack tip stress corrosion: Experiment and theory / S.X. Mao, Li. M. // *J. Mechanics and Physics of Solids*. – 1998. – Т. 46. – № 6. – С. 1125–1137.
66. Gu B. Hydrogen-facilitated anodic dissolution-type stress corrosion cracking of pipeline steels in near-neutral pH solution / B. Gu, J. Luo, X. Mao // *Corrosion*. – 1999. – Т. 55. – С. 96–106.
67. Marshakov, A.I., M.A. Maleeva, A.A. Rybkina, et al. Effect of atomic hydrogen on the anodic dissolution of iron in a weakly acidic sulfate electrolyte // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. – 2010. – Т. 46. – № 1. – С. 40–49.
68. Ignatenko, V.E., A.I. Marshakov, V.A. Marichev, et al. Effect of cathodic polarization on the corrosion cracking rate in pipe steels. *Protection of Metals*. 2000, vol. 36, no. 2, pp. 111–117.
69. Михайловский Ю.Н. Оценка вероятности водородного охрупчивания стальных газопроводов в зонах действия катодных станций / Ю.Н. Михайловский, А.И. Маршаков, В.Э. Игнатенко и др. // *Защита металлов*. – 2000. – Т. 36. – № 2. – С. 140–145.
70. Ignatenko V.E. Application of SSRT to estimate the effect of corrosive medium on the liability of x70 pipe steel to stress corrosion cracking / V.E. Ignatenko, Yu. I. Kuznetsov, A.B. Arabei, et al. // *International Journal of Corrosion and Scale Inhibition*. – 2013. – Т. 2. – № 4. – С. 318–336. – DOI: 10.17675/2305-6894-2013-2-4-318-336. – <http://ijcsi.pro/papers/application-of-ssrt-to-estimate-the-effect-of-corrosive-medium-on-the-liability-of-x70-pipe-steel-to-stress-corrosion-cracking>
71. Marshakov A.I. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel / A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko, R.I. Bogdanov, et al. // *Corrosion Science*. – 2014. – Т. 83. – С. 209–216.
72. Богданов Р.И. Влияние состава раствора на скорость роста трещины в трубной стали X70 при статической и циклической нагрузке / Р.И. Богданов, А.И. Маршаков, В.Э. Игнатенко // *Коррозия: материалы, защита*. – 2011. – № 11. – С. 30–38.
73. Ryakhovskikh I.V. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment / I.V. Ryakhovskikh, R.I. Bogdanov, T.S. Esiev, et al. // *Proc. of Materials Science & Technology*, Oct. 12–16, 2014, Pittsburgh, PA. – С. 807–814.
74. Bogdanov R.I. Effect of hydrogen peroxide on crack growth rate in X70 pipeline steel in weak acid solution / R.I. Bogdanov, A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko, et al. // *Corrosion Engineering Science and Technology*. – 2017. – Т. 52. – № 4. – С. 294–301.
75. Yang Y. Stress enhanced corrosion at the tip of near-neutral pH stress corrosion cracks on pipelines / Y. Yang, Y.F. Cheng // *Corrosion*. – 2016. – Т. 72. – № 8. – С. 1035–1043.
76. Tang X. Micro-electrochemical characterization of the effect of applied stress on local anodic dissolution behavior of pipeline steel under near-neutral pH condition / X. Tang, Y.F. Cheng // *Electrochimica Acta*. – 2009. – Т. 54. – № 5. – С. 1499–1505.
77. Chen W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels / W. Chen // *Trends in oil and gas corrosion research and technologies. Production and transmission* / A.M. El-Sherik (ed.). – 1-е изд. – Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017. – Гл. 30. – С. 707–748.
78. Малкин А.И. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных трубопроводов. Ч. 2: Кинетические закономерности и влияние условий эксплуатации на КРН трубных сталей в водных средах / А.И. Малкин, А.И. Маршаков, В.Е. Игнатенко и др. // *Коррозия: материалы, защита*. – 2010. – № 2. – С. 1–13.
79. Zhao W. Contribution of anodic dissolution to the corrosion fatigue crack propagation of X80 steel in 3.5 wt.% NaCl solution / W. Zhao, R. Xin, Z. He, et al. // *Corrosion Science*. – 2012. – Т. 63. – С. 387–392.
80. Cui Z.Y. Crack growth behaviour and crack tip chemistry of X70 pipeline steel in near-neutral pH environment / Z.Y. Cui, Z.Y. Liu., X.Z. Wang, et al. // *Corros. Eng. Sci. Technol.* – 2016. – Т. 51. – С. 352–357.

УДК 620.194.22:622.691.4.053:543.442

Механизмы коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов по данным рентгеновского исследования их структурных особенностей

Ю.А. Перлович^{1*}, М.Г. Исаенкова¹, О.А. Крымская¹, Н.С. Морозов¹,
П.С. Джумаев¹, Р.А. Минушкин¹

¹ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (НИЯУ МИФИ),
Российская Федерация, 115409, г. Москва, Каширское ш., д. 31

* E-mail: yuperl@mail.ru

Ключевые слова: кристаллографическая текстура, структура, коррозионное растрескивание под напряжением, стальные трубы, газопровод, послойная неоднородность, горячая прокатка, остаточные напряжения.

Тезисы. Цель написания данной статьи состоит в экспериментальном подтверждении и дальнейшем развитии концепции коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) труб магистральных газопроводов (МГ), выдвинутой авторами ранее. На контроль и ремонт МГ расходуются очень большие средства, тем не менее по поводу основных причин образования КРН специалисты до сих пор придерживаются разных точек зрения. При этом общим является мнение, что КРН обусловлено совместным действием трех факторов: наличием коррозионно-активной среды, локальными растягивающими напряжениями и склонностью к КРН материала труб. Однако последнему из этих факторов в посвященных КРН исследованиях уделяется явно недостаточное внимание, что в конечном итоге не позволяет аргументированно ответить на вопрос о допустимости дальнейшей эксплуатации труб МГ, поверхность которых носит следы КРН.

Предлагаемая концепция коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов

Авторы рассматривают склонность материала труб к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) с позиции структурно-текстурного анализа труб, учитывающего особенности их зеренного строения и их текстурную неоднородность, состоящую в послойном статистически значимом различии кристаллографической ориентации зерен. Согласно развиваемой концепции [1, 2] действующие в трубе остаточные технологические и эксплуатационные напряжения являются движущей силой для распространения трещин, возникающих на ее внешней поверхности при наличии коррозионно-активной среды [3, 4]. При этом распространение КРН-трещин вглубь стенки трубы происходит под воздействием тангенциальных макронапряжений, возникающих при изгибе исходного листа и ослабевающих по мере удаления рассматриваемого слоя от поверхности трубы. Кроме того, вблизи границ между слоями трубы с разными текстурами могут возникать радиальные макронапряжения, связанные с различием тепловых объемных изменений этих слоев. Хотя металлическая матрица с кубической кристаллической решеткой не должна бы обнаруживать анизотропию тепловых объемных изменений, наличие в ней многочисленных анизотропно распределенных дефектов и границ зерен в случае текстурной неоднородности стенки трубы приводит к появлению анизотропии объемных изменений и возникновению радиальных макронапряжений. Послойная текстурная неоднородность труб магистрального газопровода (МГ) оказывается их структурной особенностью, способствующей торможению коррозионных трещин, хотя отнюдь и не устраняющей причины их возникновения. Если трещина является транскристаллитной, она движется по определенной кристаллографической плоскости через зерна стенки трубы и должна менять плоскость своего распространения при достижении границы слоя с иной текстурой и, следовательно, с иной кристаллографической ориентацией зерен, испытывая при этом торможение или вообще останавливаясь. В случае мелкозернистой структуры поверхностного слоя трубы коррозионная трещина оказывается интеркристаллитной,

и ее зарождение и распространение контролируются взаимной разориентацией соседних зерен так, что с увеличением этой разориентации продвижение КРН-трещины интенсифицируется. Вблизи границы слоев с разными текстурами и структурами интеркристаллитная трещина может разветвляться под воздействием радиальных макронапряжений и двигаться далее параллельно этой границе.

Для проверки справедливости изложенной концепции проведена обширная экспериментальная работа по изучению фрагментов МГ, находившихся в эксплуатации по 25–30 лет и в разной мере подверженных КРН. Изучена послойная текстурная неоднородность в стальных трубах МГ, и выявлены причины ее формирования. В процессе исследования выяснены важные дополнительные вопросы, касающиеся различий в поведении транскристаллитных и интеркристаллитных коррозионных трещин, влияния мелкозернистости структуры трубы на проявление КРН, а также причин ветвления исходных трещин.

Материалы и методики исследования

Изучены 24 фрагмента различных труб МГ, содержащие и не содержащие КРН-трещины на поверхности. Все полученные экспериментальные данные образуют сравнительно однородные массивы, являющиеся статистически значимым подтверждением справедливости изложенной выше концепции коррозионного растрескивания труб МГ, тогда как в более ранних работах [1, 2], опиравшихся на результаты

исследования единичных образцов, эта концепция носила, скорее, гипотетический характер. Ввиду принципиального сходства закономерностей, выявленных для всех исследованных образцов, приводимые в статье количественные характеристики в большинстве случаев являются результатом усреднения данных, полученных для отдельных аналогичных фрагментов труб.

В большинстве случаев в качестве образцов использовались фрагменты труб диаметром 1420 мм со стенкой толщиной 16,5 мм, изготовленных из стали класса прочности X70 со стандартным содержанием химических добавок, % масс.: 0,08 С, 1,50 Mn, 0,04 Nb. Исходные стальные листы были получены контролируемой прокаткой [5], их конечная микроструктура представляла собой феррито-перлитную смесь. Большинство исследованных труб находились в эксплуатации с 1986 г. При проведении на МГ ремонтных работ методом вихретоковой дефектоскопии измерялась глубина образующихся КРН-трещин; по средней глубине КРН-трещин изучаемые фрагменты труб были условно отнесены к двум группам – А и Б: А – до 1,0 мм, Б – до 4 мм. На рис. 1 представлена схема вырезки образцов из трубы с указанием проводившихся на них исследований.

Экспериментальные исследования включали металлографическое изучение образцов труб МГ и их рентгеновский дифрактометрический анализ. Применялись рентгеновские дифрактометры ДРОН-3 с автоматической

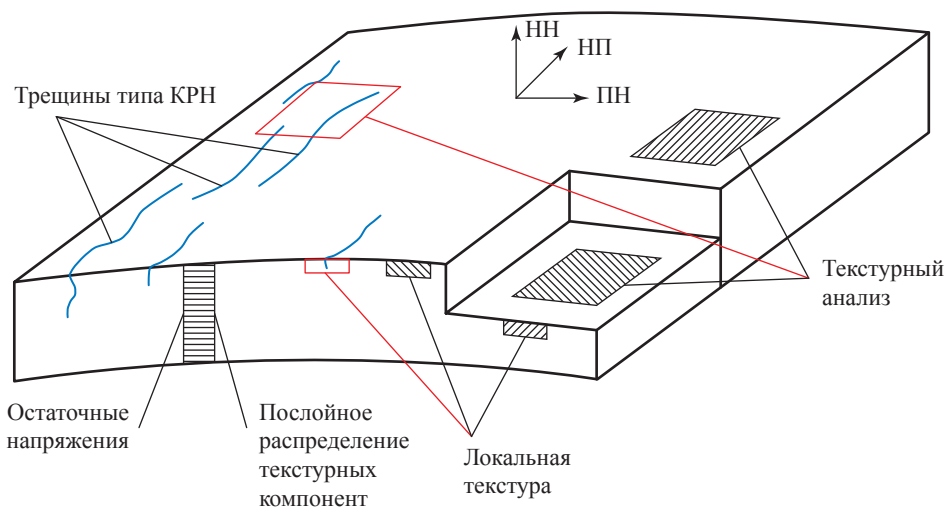


Рис. 1. Схема исследования образцов труб МГ.

Направления: НП – прокатки исходного листа; ПН – поперечное; НН – нормальное

текстурной приставкой и хромовым анодом и Bruker D8 DISCOVER с медным анодом. Используются разные методы рентгеновского исследования: фазовый анализ с помощью программного обеспечения Bruker AXS DIFFRAC.EVA v4.2 и международной базы рентгенографических данных ICDD PDF-2 [6]; измерение остаточных макронапряжений, действующих в различных слоях по толщине стенки трубы, методом $\sin^2\psi$ [6]; текстурный анализ с построением прямых полюсных фигур (ППФ) [7, 8] и сечений функции распределения зерен по ориентациям (ФРО) [9]; анализ субструктуры образца по профилю рентгеновской линии [6, 10]. Применялся также метод дифракции обратно рассеянных электронов (*англ.* electron backscatter diffraction, EBSD) для анализа локальных текстур [11] при использовании сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO 50 XVP, укомплектованного детектором Oxford Instruments Nordlys. При этом все образцы исследовались послойно для оценки неоднородности характеристик по толщине стенки труб.

Полученные результаты

Фазовый анализ труб МГ. Фазовый анализ исследованных образцов из низкоуглеродистых сталей проводился по рентгеновским дифракционным спектрам. На рис. 2 представлены характерные примеры дифракционных спектров для внешней и внутренней поверхностей трубы. Совпадение угловых положений рентгеновских линий в обоих спектрах свидетельствует об одинаковости фазового состава металла труб с обеих сторон. Все зафиксированные

рентгеновские линии принадлежат ферритной фазе α -Fe. При этом на внешней поверхности трубы рентгеновские линии несколько шире, что свидетельствует о существовании там более искаженной или более дисперсной структуры, чем на внутренней поверхности. Рентгеновских линий цементита, входящего в состав перлита, в снятых дифракционных спектрах зафиксировано не было, что свидетельствует об относительной малости его объемного содержания.

Измерение макронапряжений. Тангенциальные (окружные) остаточные макронапряжения (σ), действующие в различных слоях по толщине стенки труб МГ, оказывают основное влияние на распространение КРН-трещин. Полученные данные для 24 образцов были усреднены по группам с различными глубинами КРН-трещин на поверхности труб (рис. 3). Поскольку образцы обеих групп вырезались из одних и тех же труб, технологические макронапряжения (σ_0), обусловленные изгибом листа при изготовлении трубы, в этих образцах одинаковы и, как правило, не испытывают заметной релаксации при дальнейшем образовании КРН-трещин в процессе эксплуатации. Оценка макронапряжений методом $\sin^2\psi$ осуществлялась по рентгеновской линии феррита (310) под углом $2\theta = 116,3^\circ$. Съемка проводилась с помощью узкого пучка для последовательных слоев по сечению образцов, перпендикулярному оси трубы.

Полученные данные свидетельствуют, что значения σ_0 весьма велики, а по мере удаления исследуемого слоя от внешней поверхности трубы (расстояние l) они снижаются

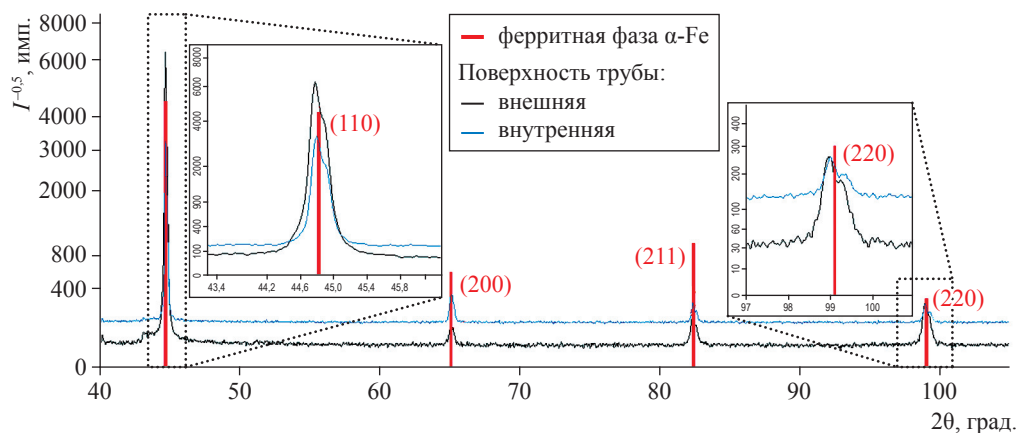


Рис. 2. Примеры дифракционных спектров исследованных образцов внешней и внутренней поверхностей трубы МГ: θ – угол дифракции; I – регистрируемая интенсивность

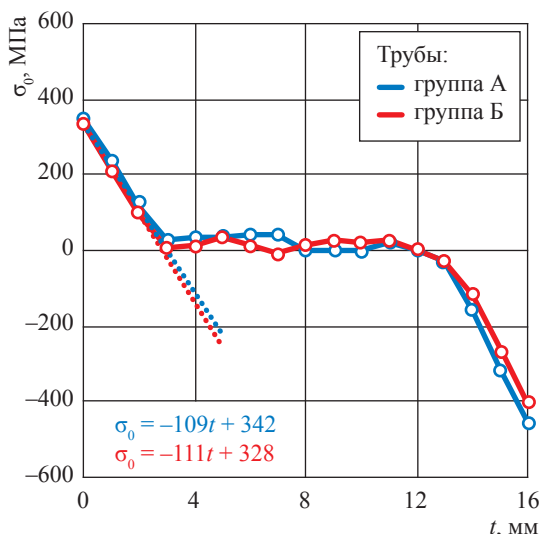


Рис. 3. Распределения остаточных технологических макронапряжений по толщине стенки трубы, усредненные для всех исследованных образцов

до нуля. При $t = 3...4$ мм кривые изменения величины макронапряжений претерпевают перегиб. Различие в наклоне кривых для труб групп А и Б незначительно. Это означает, что характер распространения КРН-трещин в стенке трубы не зависит от величины технологических макронапряжений в наблюдаемом диапазоне их значений. Очевидно, что распределение окружных напряжений σ на начальном участке по толщине стенки трубы (см. пунктирные линии на рис. 3) описывается соотношением:

$$\sigma = \sigma_3 + \sigma_0(1 - kt), \tag{1}$$

где σ_3 – эксплуатационное напряжение; σ_0 принимается равным измеряемому рентгеновским методом на внешней поверхности трубы; k – коэффициент, найденный из усредненных экспериментальных данных по наклону начального участка кривой (см. рис. 3). Величину σ_3 в первом приближении можно оценить исходя

из выражения $\sigma_3 = \frac{p_0 D}{2t}$ (где p_0 – внутреннее

давление транспортируемого газа, D – диаметр трубы), на основании которого при $p_0 = 6,0$ МПа, например, $\sigma_3 \approx 250$ МПа. Превышение суммарными напряжениями номинального предела текучести на поверхности может свидетельствовать об упрочнении поверхностного слоя труб.

Текстура труб МГ и ее послойная неоднородность. Для изучения текстуры труб записывались три неполные ППФ {011}, {001} и {112}, по которым затем восстанавливалась ФРО с помощью программы LaboTex 3.0 [12] (рис. 4). Анализ текстуры проводили как посредством индирования по стандартным стереографическим проекциям (см. рис. 4а), так и по характерным для кубических материалов сечениям ФРО при постоянном угле Эйлера $\varphi_2 = 45^\circ$ (см. рис. 4б).

Послойную неоднородность кристаллографической текстуры в стенке труб МГ исследовали двумя способами:

1) применяли послойное травление стенки трубы, последовательно удаляя поверхностные

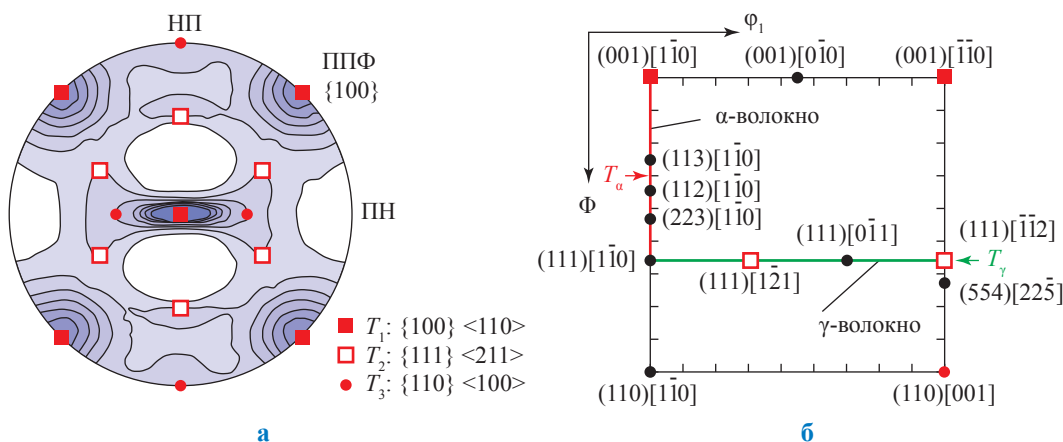
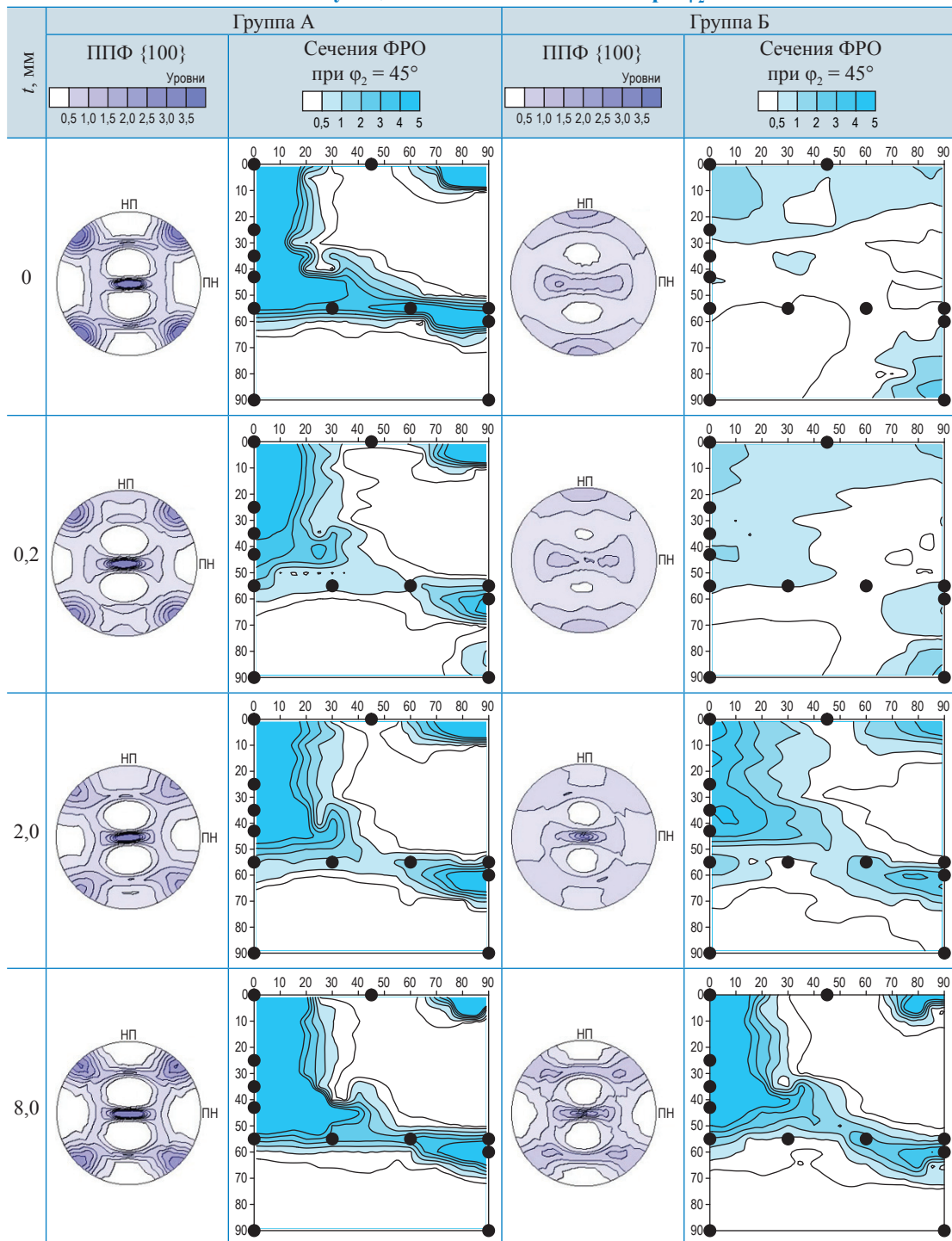


Рис. 4. ППФ {100} для листовой малоуглеродистой стали (а) и характерное для кубических материалов сечение ФРО [9] при $\varphi_2 = 45^\circ$ (б) с указанием основных компонент текстуры прокатки стали: $\Phi, \varphi_1, \varphi_2$ – углы Эйлера; T_1, T_2 и T_3 – основные компоненты текстуры исходного листа; T_a и T_γ в сечении ФРО – последовательности текстурных компонент, относящихся к α -волокну (НП $\parallel \langle 110 \rangle$) и γ -волокну ($\{111\} \parallel$ ПП) соответственно

слои и проводя рентгеновскую съемку каждого выходящего на поверхность очередного слоя с построением текстурных ППФ, последующим расчетом ФРО и выделением из нее сечения, по которому и определяли полюсные плотности различных текстурных компонент (таблица, рис. 5, 6);

2) записывали профили рентгеновских отражений от сечения трубы, перпендикулярного ее оси, т.е. совпадающего с НП отражающих зерен, постепенно смещая узкий падающий рентгеновский пучок по поверхности сечения так, что расстояние до отражающих зерен от внешней поверхности трубы при каждой последова-

Послойные изменения текстуры фрагментов труб МГ, представленные ППФ{100} и соответствующими им сечениями ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$



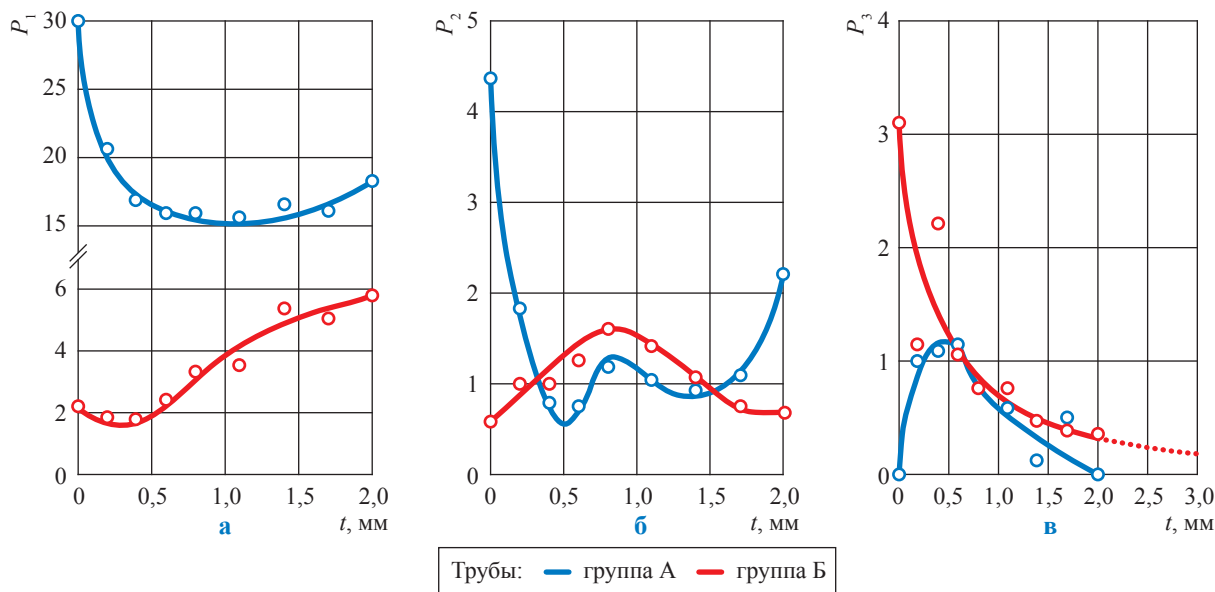


Рис. 5. Послойное изменение текстурных параметров (см. с. 28) P_1 (а), P_2 (б) и P_3 (в), измеренных по сечению ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$

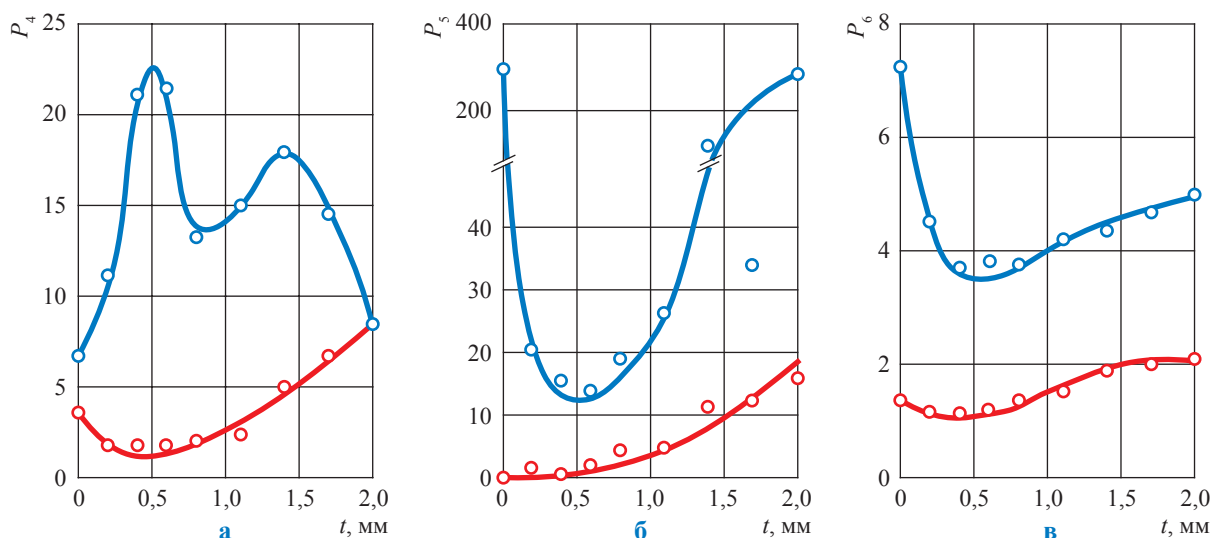


Рис. 6. Послойные распределения соотношений текстурных компонент (см. с. 28) P_4 (а) и P_5 (б), а также текстурного индекса P_6 (в): здесь и далее на рис. 7 см. экспликацию к рис. 5

тельной записи профиля рентгеновской линии увеличивалось (рис. 7).

В таблице представлены ППФ $\{100\}$ и соответствующие им сечения ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$, свидетельствующие о значительной текстурной неоднородности по толщине стенки всех труб. Причем характер наблюдаемой послойной текстурной неоднородности в трубах групп А и Б различен. Судя по фазовому составу и характеру наблюдаемых текстур, прокатка исходных листов проводилась при температуре верхней части α -области диаграммы состояния, в результате чего внутренние слои

листа характеризуются типичной текстурой прокатки ОЦК¹-фазы, которой в рассматриваемом случае является феррит [13].

Выявленная текстура образована компонентами так называемого α -волокна $\{100-111\}\langle 110\rangle$, т.е. зернами, у которых кристаллографические нормали $\langle 110\rangle \parallel \text{НП } (T_\alpha)$, и компонентами γ -волокна $\{111\}\langle 211-110\rangle$ – зернами, у которых кристаллографические плоскости $\{111\} \parallel \text{ПП } (T_\gamma)$, а также дополнительной компонентой $\{554\}\langle 522\rangle$. Слои, прилегающие

¹ ОЦК – объемно-центрированная кубическая решетка.

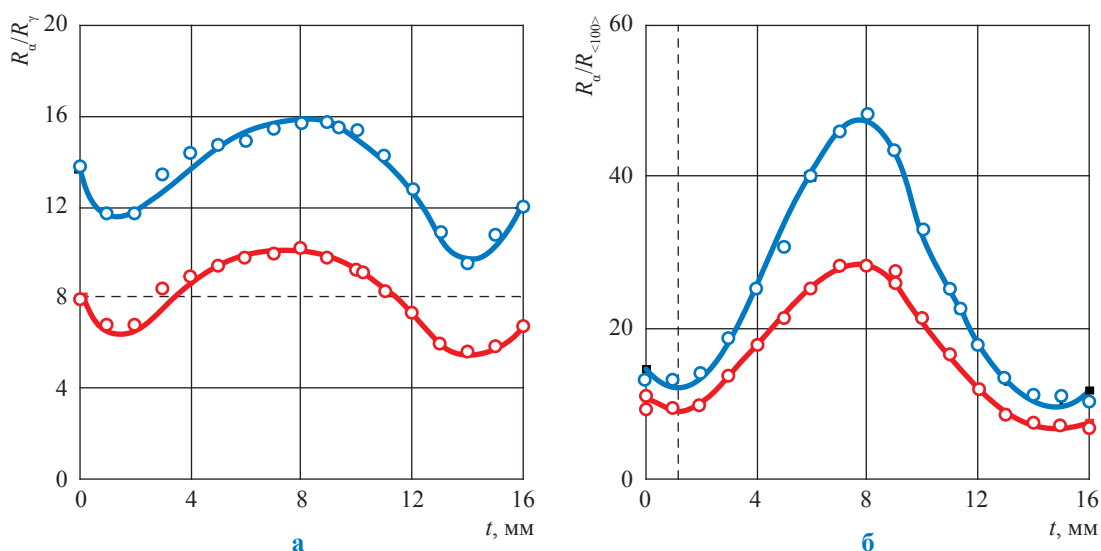


Рис. 7. Распределение усредненных соотношений текстурных параметров R_d/R_γ (а) и $R_d/R_{\langle 100 \rangle}$ (б) по толщинам стенок труб

к поверхности листа, испытывают охлаждение со стороны валков, и в них может развиваться аномальная текстура прокатки с основной компонентой $\{110\}\langle 100 \rangle$ (T_3). Авторы данной статьи придерживаются точки зрения, согласно которой формирование этой компоненты обусловлено действием динамического деформационного старения (ДДС) [14]. Степень развития этой компоненты зависит от температуры прокатки, величины обжата за проход и содержания примесей внедрения в кристаллической решетке прокатываемого материала. Эффект ДДС наблюдается при прокатке листа в пределах определенного температурного интервала в материалах с ОЦК-решеткой, когда температура прокатки достаточно велика для обеспечения диффузионной подвижности примесей внедрения и процессов переползания в зоне затрудненной деформации под валками.

Для количественной характеристики текстуры использовали параметры P_1, P_2 и P_3 , равные полюсным плотностям текстурных компонент T_1, T_2 и T_3 , т.е. соответственно $\{100\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 211 \rangle$ и $\{110\}\langle 100 \rangle$, измеренным по сечению ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$. Послойное изменение этих параметров в трубах групп А и Б показано на рис. 5. Кроме того, для характеристики взаимного соотношения текстурных компонент, присутствующих в стенках труб обеих групп, введены параметры P_4 и P_5 , равные отношениям соответствующих полюсных плотностей труб: $P_4 = P_1/P_2$, $P_5 = P_1/P_3$. Интегральную оценку степени «остроты» текстуры труб

проводили с использованием параметра P_6 [9] для характеристики преобладания в исследуемом образце зерен определенных ориентировок по сравнению с бестекстурным материалом, для которого вероятность обнаружения зерен любой ориентации одинакова. Параметр P_6 равен так называемому текстурному индексу, величину которого определяют интегрированием квадратов значений ФРО ($f(g)$) по всему ориентационному пространству g (см. рис. 4б):

$$P_6 = \oint f(g)^2 dg. \quad (2)$$

Для бестекстурного образца $P_6 = 1$, а для идеального монокристалла $P_6 = \infty$, тогда как промежуточные значения параметра отвечают постепенному усилению остроты текстуры. Послойное изменение параметров P_4, P_5, P_6 в обеих трубах показано на рис. 6.

Основным отличием труб группы А от труб группы Б является более «острая» и более ярко выраженная текстура по всей толщине стенки (см. рис. 6в): параметр «остроты» текстуры P_6 для труб группы А приблизительно в 4 раза выше, чем для труб группы Б. Это свидетельствует о значительно меньшем рассеянии текстуры в трубах группы А по сравнению с трубами группы Б. Рассеяние текстуры обычно сопряжено с измельчением зерен образца и поэтому с большой вероятностью указывает на то, что в КРН-трещинах труб группы Б интеркристаллитная составляющая выражена сильнее транскристаллитной.

На внешних поверхностях труб P_5 на несколько порядков выше в группе А, чем в группе Б, что свидетельствует о многократном преувеличении компоненты $\{100\}\langle 110\rangle$ по сравнению с компонентой $\{110\}\langle 100\rangle$ (см. рис. 6а). Это подтверждают кривые послойного изменения полюсной плотности компонент $\{100\}\langle 110\rangle$ (параметр P_1) и $\{110\}\langle 100\rangle$ (параметр P_3) (см. рис. 5а,в). Текстурная компонента $\{110\}\langle 100\rangle$ (параметр P_3), вообще отсутствовавшая на внешней поверхности труб группы А, появляется при небольшом удалении от поверхности, хотя затем практически полностью исчезает на глубине около 1,5 мм (см. рис. 5в). Поскольку в стенках труб группы А преобладает текстурная компонента $\{100\}\langle 110\rangle$, появление относительно слабой компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$, ее усиление и последующее исчезновение свидетельствуют о локальном изменении текстуры, охватывающем лишь небольшую часть рассматриваемого слоя. В то же время и развитие КРН-трещины, и ее остановка также являются локальными событиями. Поэтому очевидна взаимосвязь двух указанных локальных событий – изменения текстуры и остановки КРН трещины, происходящей на том же расстоянии от поверхности трубы. Чтобы вторичная текстурная компонента $\{110\}\langle 100\rangle$ оказалась на пути движущейся КРН-трещины, она должна охватывать достаточно значительную часть рассматриваемого слоя, т.е. ее полюсная плотность должна быть достаточно большой, как и сопряженное с ней изменение текстуры. Максимальное усиление полюсной плотности компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$ в трубах группы А наблюдается на глубине 0,6...0,7 мм (см. рис. 5в, 6а), что близко к измеренной глубине КРН-трещин.

В трубах группы Б полюсная плотность текстурной компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$ максимальна уже на внешней поверхности, и далее она снижается до нуля на глубине около 4 мм (см. рис. 5в, 6а). Это видно и по ППФ, и по сечению ФРО (см. таблицу). Если в трубах группы А изменение текстуры фиксировали по усилению компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$ (параметр P_3) и соответствующему падению параметра P_5 , то в трубах группы Б изменение текстуры фиксировали по ослаблению компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$ и усилению параметра P_5 . В обоих случаях КРН-трещина останавливается при переходе границы между слоями с разными текстурами, достигая при этом максимальной глубины.

Что касается текстурной компоненты $\{111\}\langle 211\rangle$ (см. рис. 5б), то она обычно сопутствует компоненте $\{100\}\langle 110\rangle$ в текстуре прокатки ОЦК-металлов, и переход между слоями с локальным доминированием каждой из этих компонент обуславливает частичное торможение КРН-трещины.

Послойная неоднородность текстуры труб. Для оценки текстурной неоднородности по толщине стенки трубы записывались профили рентгеновских отражений от плоскости сечения трубы перпендикулярного ее оси, т.е. ее НП. Но в зернах разных текстурных компонент поперечные сечения совпадают с разными кристаллографическими плоскостями, и рентгеновским отражениям от них отвечают разные дифракционные линии. Тогда текстурным компонентам, соответствующим так называемым α - и γ -волокну, т.е. имеющим в качестве НП соответственно кристаллографические направления $[110]$ и $[211]$, отвечают рентгеновские линии (110) и (211) соответственно, а аномальной для ОЦК-металлов компоненте $\{110\}\langle 100\rangle$, обозначенной ранее как T_3 , – линия (100) . Именно таковы ориентации НП для указанных выше текстурных компонент и принадлежащих им зерен. Если символом R_α обозначим объемное содержание в исследуемом слое трубы зерен, относящихся к α -волокну, т.е. имеющих НП $\parallel \langle 110\rangle$, оцениваемое по интенсивности рентгеновской линии (110) , символом R_γ – содержание зерен, относящихся к γ -волокну, т.е. имеющих НП $\parallel \langle 211\rangle$, оцениваемое по интенсивности рентгеновского отражения (211) , символом $R_{\langle 100\rangle}$ – содержание зерен компоненты $\{110\}\langle 100\rangle$, оцениваемое по интенсивности рентгеновского отражения (100) , то отношение R_α/R_γ будет по смыслу близко параметру P_4 . Аналогичным образом отношение $R_\alpha/R_{\langle 100\rangle}$ будет близко по смыслу параметру P_5 . Послойное изменение этих отношений по всем толщинам стенок труб показано на рис. 7. Данные были усреднены для 24 исследованных фрагментов труб МГ.

Результаты рентгеновской съемки сечения трубы, перпендикулярного НП, интерпретируются следующим образом. Если бы труба содержала преимущественно только зерна α -волокну, то интенсивность линии (110) многократно превышала бы интенсивности других линий и взаимная разориентация зерен трубы не превышала бы взаимную разориентацию зерен α -волокну, т.е. $25^\circ \dots 30^\circ$. Если помимо

зерен α -волокна в трубе присутствуют зерна γ -волокна, у которых НП совпадает с направлением $\langle 211 \rangle$, или зерна с аномальной ориентацией $\{110\}\langle 100 \rangle$, у которых НП совпадает с направлением $\langle 100 \rangle$, то взаимная разориентация зерен трубы возрастает. Поэтому чем меньше отношения R_α/R_γ или $R_\alpha/R_{\langle 100 \rangle}$, тем больше взаимная разориентация зерен трубы. А как известно, с увеличением взаимной разориентации зерен их взаимосвязь ослабляется и интеркристаллитная трещина продвигается по границе этих зерен легче, так как облегчается доступ коррозионно-активной среды и снижается уровень растягивающих макронапряжений, необходимых для разрыва межзеренных связей. Таким образом, снижение отношений R_α/R_γ и $R_\alpha/R_{\langle 100 \rangle}$ благоприятствует развитию интеркристаллитной коррозии.

Рис. 7 свидетельствует, что когда $R_\alpha/R_\gamma < 8$, взаимная разориентация зерен трубы становится достаточно большой для развития интеркристаллитных трещин и глубина их растет, насколько это возможно при действующих в стенке трубы макронапряжениях. Видно также, что отношение $R_\alpha/R_{\langle 100 \rangle}$ тоже влияет на распространение КРН-трещин в трубах. Сравнивая кривые $(R_\alpha/R_{\langle 100 \rangle})(t)$ для труб групп А и Б, видим, что в трубах группы А относительное содержание компонент α -волокна, как и отношение $R_\alpha/R_{\langle 100 \rangle}$, растет по мере приближения к центральным слоям листа, а это означает, что взаимная разориентация зерен в стенках труб группы А дополнительно уменьшается по сравнению с наблюдаемой в трубах группы Б. Следовательно, вероятность образования интеркристаллитных трещин в трубах группы Б увеличивается при удалении от поверхностей труб, а так как эти трещины могут двигаться при меньшем уровне макронапряжений, глубина трещин в трубах группы Б оказывается большей, чем в трубах группы А.

Исследование локальных текстур вблизи трещин. Данные, полученные методом дифракции обратно рассеянных электронов в областях размерами приблизительно 50×40 мкм при шаге сканирования 0,2 мкм (рис. 8), наглядно иллюстрируют, что транскристаллитная трещина останавливается при достижении зерна с ориентацией, отличной от ориентации зерна, в котором эта трещина двигалась первоначально (см. рис. 8в,е). На рис. 8 цветами RGB-палитры представлены зерна, имеющие различную кристаллографическую ориентацию,

определенную в пределах элементарного стереографического треугольника для кубических материалов. Для количественной оценки полученных результатов по картам EBSD также строились характерные сечения ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$.

В области с преобладанием компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$ (см. рис. 8д) трещина свободно распространяется, в то время как наличие γ -волокна приводит к ее остановке (см. рис. 8в,е), а на участках с преобладанием компонент α -волокна трещины не зарождаются (см. рис. 8ж) либо разветвляются на определенном этапе, что замедляет их рост (см. рис. 8г). Полученные данные согласуются с данными рентгеновского исследования и подтверждают сделанные ранее предположения о том, что преобладание в поверхностных слоях компонент α -волокна снижает склонность труб к КРН.

Таким образом, на основе систематического анализа неоднородности текстурных характеристик можно выявить трубы с повышенной склонностью к КРН, а также оценить максимальную глубину трещин, которые не будут представлять опасности с точки зрения возможного развития после приостановки их роста.

Обсуждение результатов

Полученные результаты свидетельствуют о существовании двух взаимно противоположных тенденций, контролирующих распространение в трубах МГ коррозионных трещин под напряжением. Транскристаллитным трещинам препятствует резкая переориентация зерен на их пути: КРН-трещины при этом или тормозятся, или вообще останавливаются. Движение интеркристаллитных трещин интенсифицируется при усилении взаимной разориентации зерен в области распространения трещин. В совокупности эти обстоятельства наряду с действующими напряжениями определяют преимущественный характер КРН-трещин. В отличие от остаточных технологических макронапряжений, действующих на расстоянии около 4 мм от поверхности трубы, эксплуатационные растягивающие напряжения действуют по всей толщине стенки трубы и могут способствовать движению интеркристаллитных трещин за пределами относительно тонкого приповерхностного слоя. Прогноз развития КРН-трещин при дальнейшей эксплуатации труб МГ будет оправданным при условии

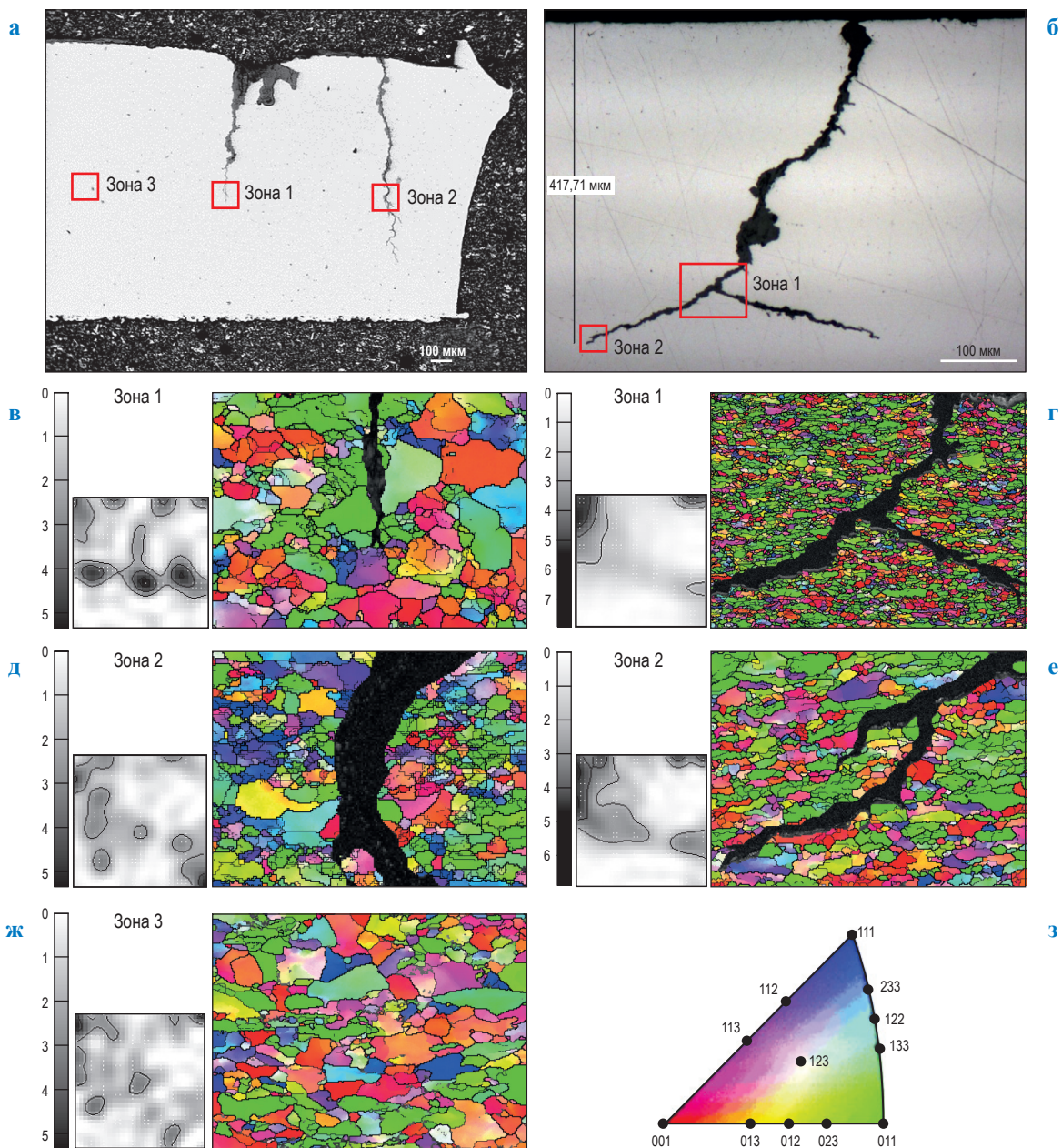


Рис. 8. Ориентация зерен в поверхностных слоях труб: а, б – оптические микрофотографии поверхностей труб с нанесенными на них квадратными зонами, для которых получены EBSD-карты; в, г, д, е, ж – EBSD-карты ориентаций зерен и соответствующие им сечения ФПО при $\varphi_2 = 45^\circ$ на врезках; з – элементарный стереографический треугольник с нанесенными нормальными кристаллографических плоскостей, по цвету участков которого можно восстановить ориентацию зерен на EBSD-картах

более точного знания того, насколько достаточны эксплуатационные напряжения для распространения КРН-трещин. Для этого необходимо сопоставить глубины трещин в трубах, испытывавших и не испытывавших воздействие эксплуатационных напряжений.

Таким образом, проведено рентгеновское изучение структурных особенностей 24 фрагментов труб МГ диаметром 1420 мм со стенками толщиной 16,5 мм, находившихся в условиях эксплуатации на протяжении 25...30 лет. Исследованные фрагменты условно отнесены к группам А и Б, характеризующимся наличием на поверхности труб КРН-трещин

глубиной до 1 и 4 мм соответственно. Показано, что остаточные технологические макронапряжения, обусловленные изгибом листа при изготовлении трубы, одинаковы в трубах обеих групп и на внешней поверхности ≈ 340 МПа, распространяясь на глубину около 4 мм.

Все изученные фрагменты труб обладают послойной текстурной неоднородностью, связанной как с процессом горячей прокатки листов, так и с характерным для ОЦК-металлов чередованием слоев с плоскостями прокатки $\{100\}$ и $\{111\}$. Во внешних слоях стального листа в дополнение к типичным компонентам текстуры прокатки ОЦК-металлов присутствует аномальная компонента $\{110\}\langle 001 \rangle$, обусловленная действием динамического деформационного старения и сопряженным с ним процессом коллективного переползания дислокаций.

В трубах группы А транскристаллитные КРН-трещины тормозятся или вообще останавливаются по достижении границ между слоями с разными текстурами и, следовательно, с разными ориентациями зерен, поскольку транскристаллитная трещина движется по определенным кристаллографическим плоскостям и на таких границах должна изменять плоскость своего распространения, что требует дополнительного напряжения. Глубина таких трещин составляет менее 2 мм.

В трубах группы Б взаимная разориентация зерен, относящихся к разным текстурным компонентам, существенно выше, чем в трубах группы А, что наряду с повышенным рассеянием текстуры свидетельствует о преобладании там интеркристаллитных КРН-трещин, которые распространяются при меньших напряжениях, чем трещины транскристаллитные. Поэтому такие трещины оказываются более глубокими.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00619.

Список литературы

1. Арабей А.Б. Исследование возможности длительной эксплуатации труб с незначительными стресс-коррозионными повреждениями / А.Б. Арабей, О.Н. Мелёхин, И.В. Ряховских и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 4–11.
2. Cheng Y.F. Stress corrosion of pipeline / Y.F. Cheng. – Hoboken: John Wiley & Sons Publishing, 2013. – 257 с.
3. Zheng M. Stress corrosion cracking in pipelines / W. Zheng, M. Elboudjaini, R.W. Revie // Stress corrosion cracking: Theory and practice / ed. by V.S. Raja, Tetsuo Shoji. – Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited, 2011. – С. 749–771.
4. Ryakhovskikh I. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment / I. Ryakhovskikh, R. Bogdanov, T. Esiev, etc. // Proc. of Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2014. – С. 807–814.
5. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла / В.И. Погоржельский. – М.: Metallurgiya, 1986. – 151 с.
6. Тейлор А. Рентгеновская металлография / А. Тейлор. – М.: Metallurgiya, 1965. – 664 с.
7. Перлович Ю.А. Структурная неоднородность текстурованных металлических материалов / Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова. – М.: НИЯУ МИФИ, 2015. – 420 с.
8. Isaenkova M. Modern methods of experimental construction of texture complete direct pole figures by using X-ray data / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, V. Fesenko // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – № 130. – С. 12–55. – DOI: 10.1088/1757-899X/130/1/012055.
9. Bunge H.-J. Texture analysis in materials science / H.-J. Bunge. – London: Butterworth, 1982.
10. Исаенкова М.Г. Закономерности развития кристаллографической текстуры и субструктурной неоднородности в циркониевых сплавах при деформации и термообработке / М.Г. Исаенкова, Ю.А. Перлович. – М.: НИЯУ МИФИ, 2014. – 528 с.
11. Schwartz A.J. Electron backscatter diffraction in materials science / A.J. Schwartz, M.K. Brent, L. Adams, et al. – Luxemburg: Springer Science+Business Media, 2009. – 403 с.
12. LaboTex. – <http://www.labosoft.com/pl>
13. Jonas J.J. Transformation textures associated with steel processing / J.J. Jonas // Microstructure and texture in steels / A. Haldar, S. Suwas, D. Bhattacharjee (eds.). – London: Springer, 2009. – С. 3–17.
14. Perlovich Yu. Effects of dynamical deformation ageing on structure and texture of hot-rolled sheets from alloyed BCC metals / Yu. Perlovich, M. Isaenkova // Int. J Mater Form. – 2010. – Т. 3. – С. 1143–1146. – DOI: 10.1007/s12289-010-0974-y.

Mechanics of stress corrosion in trunk gas pipes according to X-ray studies of pipe structural characteristics

Yu.A. Perlovich^{1*}, M.G. Isayenkova¹, O.A. Krymskaya¹, N.S. Morozov¹, P.S. Dzhumayev¹, R.A. Minushkin¹

¹ National Research Nuclear University MEPHI (Moscow Engineering Physics Institute), Bld. 31, Kashirskoye shosse, Moscow, 115409, Russian Federation

* E-mail: yuperl@mail.ru

Abstract. This article is aimed at experimental validation and further development of a concept for stress-corrosion cracking of gas main pipes, which authors have formulated earlier. To control and repair gas mains large amounts of money are usually allocated, however, experts still have different points of view regarding the main reasons for the stress corrosion formation. At the same time there is a common point of view that stress corrosion appears due to the combined influence of three factors: the presence of a corrosive environment, the existence of local pulling stresses, and corrosion predisposition of a pipe material. Obviously, the latter factor has not been studied sufficiently, and therefore, a reasonable answer cannot be given to a question of allowability to use gas pipelines with stress corrosion cracking defects further.

Keywords: crystallographic texture, structure, stress corrosion cracking, steel pipes, gas pipeline, layer-by-layer inhomogeneity, hot rolling, residual strain.

References

1. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Studying a possibility of continuous service of pipes with minor stress-corrosion cracks [Issledovaniye vozmozhnosti dlitelnoy ekspluatatsii trub s neznachitelnymi stress-korroziionnymi povrezhdeniyami]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 4–11. ISSN 2306-8949. (Russ.).
2. CHENG, Y.F. *Stress corrosion of pipeline*. Hoboken: John Wiley & Sons Publishing, 2013.
3. ZHENG, M., M. ELBOUJDAINI, R.W. REVIE. Stress corrosion cracking in pipelines. In: RAJA, V.S., Tetsuo SHOJI (eds.). *Stress corrosion cracking: Theory and practice*. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited, 2011, pp. 749–771.
4. RYAKHOVSKIKH, I., R. BOGDANOV, T. ESIEV, etc. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment. In: *Proc. of Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2014*, pp. 807–814.
5. POGORZHELSKIY, V.I. *Controlled rolling of continuously cast metal* [Kontroliruyemaya prokatzka nepreryvnolitnogo metalla]. Moscow: Metallurgiya, 1986. (Russ.).
6. TAYLOR, A. *X-Ray metallography* [Rentgenovskaya metallografiya]. Translated from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1965. (Russ.).
7. PERLOVICH, Yu.A., M.G. ISAYENKOVA. *Structural heterogeneity of grain-oriented metallic materials* [Strukturnaya neodnorodnost teksturovannykh metallicheskih materialov]. Moscow: MEPHI, 2015. (Russ.).
8. ISAENKOVA, M., Yu. PERLOVICH, V. FESENKO. Modern methods of experimental construction of texture complete direct pole figures by using X-ray data. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, no. 130, pp. 12–55. ISSN 1757-8981. DOI: 10.1088/1757-899X/130/1/012055.
9. BUNGE, H.-J. *Texture analysis in materials science*. London: Butterworth, 1982.
10. ISAYENKOVA, M.G., Yu.A. PERLOVICH. *Laws of development of crystallographic texture and substructural heterogeneity in zirconium alloys at deformation and heat treatment* [Zakonomernosti razvitiya kristallograficheskoy tekstury i substrukturnoy neodnorodnosti v tsirkoniyevykh splavakh pri deformatsii i termooobrabotke]. Moscow: MEPHI, 2014. (Russ.).
11. SCHWARTZ, A.J., M.K. BRENT, L. ADAMS et al. *Electron backscatter diffraction in materials science*. Luxemburg: Springer Science+Business Media, 2009.
12. *LaboTex* [online]. Available from: <http://www.labosoft.com.pl>
13. JONAS, J.J. Transformation textures associated with steel processing. In: HALDAR, A., S. SUWAS, D. BHATTACHARJEE (eds.). *Microstructure and texture in steels*. London: Springer, 2009, pp. 3–17.
14. PERLOVICH, Yu., M. ISAENKOVA. Effects of dynamical deformation ageing on structure and texture of hot-rolled sheets from alloyed BCC metals. *Int. J Mater Form*. 2010, vol. 3, pp. 1143–1146. ISSN 1960-6206. DOI: 10.1007/s12289-010-0974-y.

УДК 620.193

Экспериментальное определение скорости развития локальных коррозионных повреждений на поверхности трубных сталей в растворах, имитирующих грунтовый электролит

А.А. Рыбкина^{1*}, Н.А. Гладких¹, К.В. Мизитов¹, М.А. Петрунин¹, А.И. Маршаков¹, Р.И. Богданов²

¹ ФГБУН «Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН», Российская Федерация, 119991, г. Москва, ГСП-1, Ленинский пр-т, д. 31

² ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

* E-mail: aa_rybkina@mail.ru

Ключевые слова:

трубная сталь, потенциал коррозии, питтинг, грунтовый электролит, магистральный газопровод.

Тезисы. Известно, что начальной стадией коррозионного растрескивания под напряжением трубной стали может быть образование локальных очагов коррозии, которые служат концентраторами механических напряжений. Выполнено экспериментальное определение скорости развития локальных коррозионных повреждений на поверхности трубных сталей класса прочности Х70, произведенных Харцызским трубным заводом (ХТЗ) и немецким концерном Mannesmann Das. Rohr. Средами для определения кинетики развития стресс-коррозионных трещин служили наиболее распространенные синтетические грунтовые электролиты NS4, C2, NOVATW, pH которых близок к нейтральному.

Микроскопические исследования показали, что начальной стадией возникновения локальных дефектов на поверхности стали при потенциале свободной коррозии является зарождение узкой канавки вокруг неметаллического включения. С течением времени происходят расширение и углубление канавки одновременно с постепенным разрушением включения. Особенно ярко это проявилось в растворах NS4 и C2, где дефекты максимального размера наблюдались на включениях цементита. Надо отметить, что для раствора NOVATW наличие включений не является обязательным условием возникновения питтинга. Во всех растворах в первые двое-четверо суток происходит увеличение числа дефектов на единицу площади поверхности металла, в дальнейшем число дефектов стабилизируется и наблюдается рост их геометрических размеров.

Средний диаметр локального дефекта оценивали за разные периоды испытаний. Максимальные дефекты (диаметром 35 мкм) наблюдаются на стали ХТЗ в растворе NOVATW. Глубина питтингов в начальный период испытаний была одинаковой для обеих марок стали и составляла приблизительно половину высоты включений. Скорость роста питтингов со временем тормозилась и через 24 сут составляла от 0,16 до 0,33 мм/год в зависимости от марки стали и электролита.

Показано, что при потенциале коррозии размер зарождающегося на поверхности стали дефекта определяется суперпозицией двух факторов – природы неметаллических включений и состава коррозионной среды.

Полученные данные о скоростях роста питтингов на трубной стали использованы при построении расчетной модели коррозионного растрескивания газопроводов.

Известно [1–3], что основной причиной отказов линейной части магистральных газопроводов (МГ) является коррозионное растрескивание под напряжением (КРН). Помимо увеличения количества отказов по причине КРН расширяется также и география его присутствия: оно наблюдается почти во всех климатических районах РФ. В настоящее время признано [3, 4], что КРН в средах с pH, близким к нейтральному значению, обусловлено взаимным влиянием таких факторов, как механические нагрузки, наводороживание и локальное растворение металла. Очевидно, что для повышения безопасности при эксплуатации МГ требуется создание комплексной модели развития КРН, с помощью которой можно адекватно оценить состояние линейных участков, повысить эффективность планово-диагностических работ и обеспечить конструкционную надежность газопроводов на весь срок эксплуатации [5].

КРН трубных сталей в грунтовых электролитах является многостадийным процессом [6]. Одна из основных задач разработки комплексной модели КРН – оценка скорости и продолжительности протекания 1-й стадии данного процесса, а именно образования локального очага коррозии на поверхности трубы. Причинами формирования локального очага коррозии (питтингоподобного дефекта) могут стать: механические повреждения (царапины, вмятины или задиры); неметаллические включения; межзеренные границы; перлитные колонии; выход на поверхность полос скольжения; микрогальванопары, образованные участками металла (анод) и слоем окислы (катод). В зависимости от природы участков поверхности металла с пониженной коррозионной стойкостью механизм зарождения концентратора напряжений может быть различным; однако в первом приближении можно принять, что увеличение его глубины (P) во времени (t) подчиняется степенному закону [7]:

$$P = K(t - t_0)^n, \quad (1)$$

где K и n – коэффициенты, зависящие от состава грунтового электролита и металлургических свойств стали; t_0 – время инициирования локального поражения (питтинга). Время t_0 определяется прежде всего свойствами изоляционного покрытия газопровода, и в случае отслоившегося покрытия величиной t_0 можно пренебречь. Тогда

$$P = Kt^n. \quad (2)$$

Время перехода локального очага коррозии в микротрещину при заданной механической нагрузке определяется геометрией (в первую очередь аспектным отношением) питтинга.

Далее описан эксперимент, целью которого являлось определение скорости начальной стадии локальной коррозии трубных сталей в модельных грунтовых (подпленочных) электролитах с рН, близким к нейтральному значению.

Методика эксперимента

Кинетику развития коррозионного повреждения исследовали на образцах трубных сталей класса прочности X70, произведенных Харцызским трубным заводом (ХТЗ) и немецким концерном Mannesmann Das. Rohr. В табл. 1 представлен химический состав образцов. Видно, что массовое содержание микролегирующих добавок в сталях мало различается, за исключением повышенного содержания углерода в стали ХТЗ и кремния в стали Mannesmann. Отличие наблюдается в размерах неметаллических включений (рис. 1).

Образцы перед началом эксперимента полировали на алмазной пасте зернистостью 0,5...7 мкм, затем отмывали в ультразвуковой ванне в смеси $C_2H_5OH:C_7H_8 = 1:1$ в течение 25 мин. Микроскопическое исследование свежеподготовленной поверхности показало наличие большого количества мелких неметаллических включений (диаметром $d < 1$ мкм) и присутствие крупных включений карбонитрида титана ($d = 2...5$ мкм) [8]. Последние являются предпочтительными местами зарождения питтингов.

Испытательными средами для определения скорости роста питтинга служили синтетические грунтовые электролиты различного состава. Состав электролитов определялся ранее по данным анализа жидкости под отслоившимся покрытием трубопроводов. В описываемом эксперименте использовались наиболее распространенные электролиты NS4 [9], C2 [10] и NOVATW [11]. Значение рН испытательных растворов стабилизировалось путем добавления боратного буфера (0,4М H_3BO_3 + xМ $Na_2B_4O_7$).

Все растворы готовили из химически чистых (х.ч.) реактивов на дистилляте. Опыты проводили при комнатной температуре (20 ± 2 °С). Потенциалы даны относительно стандартного водородного электрода. Фотографирование поверхности электрода при большом увеличении ($\times 500$, $\times 1000$, $\times 2000$) и определение глубины питтинга

Таблица 1

Химический состав исследуемой трубной стали, % масс.

Производитель	Микролегирующая добавка									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
ХТЗ	0,115	0,34	1,63	0,021	0,003	0,04	0,02	0,007	0,030	0,07
Mannesmann Das. Rohr.	0,08	0,48	1,63	0,023	0,003	0,024	0,013	0,008	0,033	0,08

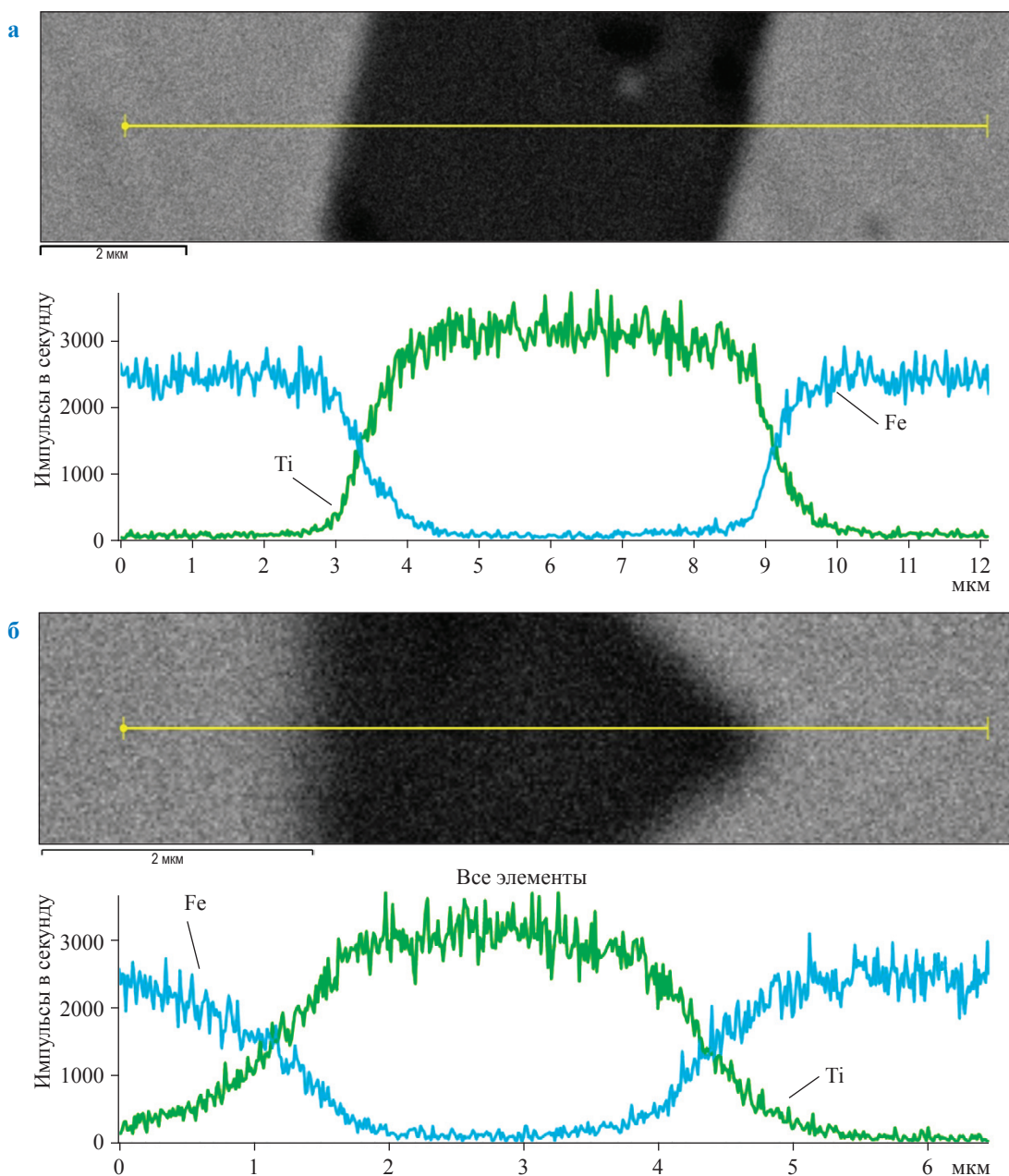


Рис. 1. Распределения элементов на поверхности образцов сталей ХТЗ (а) и Mannesmann (б). Метод сканирующей электронной микроскопии (СЭМ)

выполняли с помощью металлографического микроскопа Neophot-2.

Распределение элементов на поверхности образцов изучалось методом СЭМ с использованием сканирующего электронного микроскопа VEGA 3 SB (Teskan, Голландия), укомплектованного энергодисперсионной приставкой, а именно микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments (Великобритания), и программным обеспечением INCA Energy.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Продолжительность коррозионных испытаний сталей в исследуемых растворах составила 24 сут. Микроскопические исследования показали, что при потенциале свободной коррозии ($E_{\text{корр}}$) в исследуемых растворах на поверхности стали локальные дефекты средним диаметром $d_{\text{ср}} \approx 5 \dots 7$ мкм возникают уже через 48 ч. Последовательность стадий процесса зарождения и развития питтинга на поверхности образцов трубной стали

одинакова для модельных грунтовых электролитов NS4 и C2. Образование коррозионного дефекта (рис. 2), как правило, начинается с развития узкой «канавки» вокруг включения, которое на этой стадии сохраняет целостность (см. рис. 2а, стрелки). С течением времени происходят расширение и углубление канавки одновременно с постепенным разрушением включения на составные части (см. рис. 2б), растворением последних и в конечной стадии удалением их из питтинга (рис. 2в). Поверхность образца после окончания испытаний представлена на рис. 2г. О полном растворении включения в образовавшемся дефекте свидетельствуют данные, полученные методом СЭМ (рис. 3).

В растворе NOVATW (рис. 4) стадия зарождения поверхностного дефекта протекает иначе, чем в первых двух растворах. Надо

отметить, что для этого раствора характерно высокое значение отношения (Rat) суммарной концентрации карбонат- и бикарбонат-ионов к суммарной концентрации хлорид- и сульфат-ионов (табл. 2).

После вторых суток испытаний в растворе NOVATW на поверхности образцов были зафиксированы колонии мелких ($d_{cp} < 1$ мкм)

Таблица 2

Анионный состав испытательных растворов

Концентрация анионов, ммоль/л	Раствор		
	NS4	C2	NOVATW
$[\text{HCO}_3^- + \text{CO}_3^{2-}]$	5,75	0,84	7,50
$[\text{Cl}^- + \text{SO}_4^{2-}]$	4,64	0,74	0,40
Rat	1,24	1,14	18,75

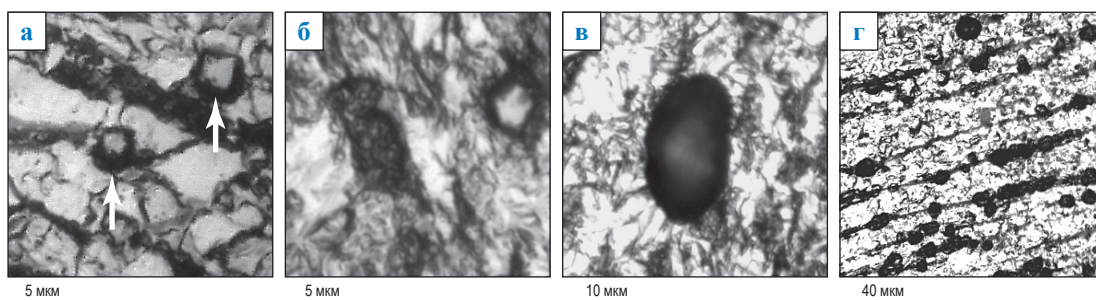


Рис. 2. Морфология поверхности стали Mannesmann, находившейся в растворе C2 при $E_{корр}$ в течение: 48 ч (а, $\times 500$); 96 ч (б, $\times 500$); 24 сут (в, $\times 500$); 24 сут (г, $\times 200$)

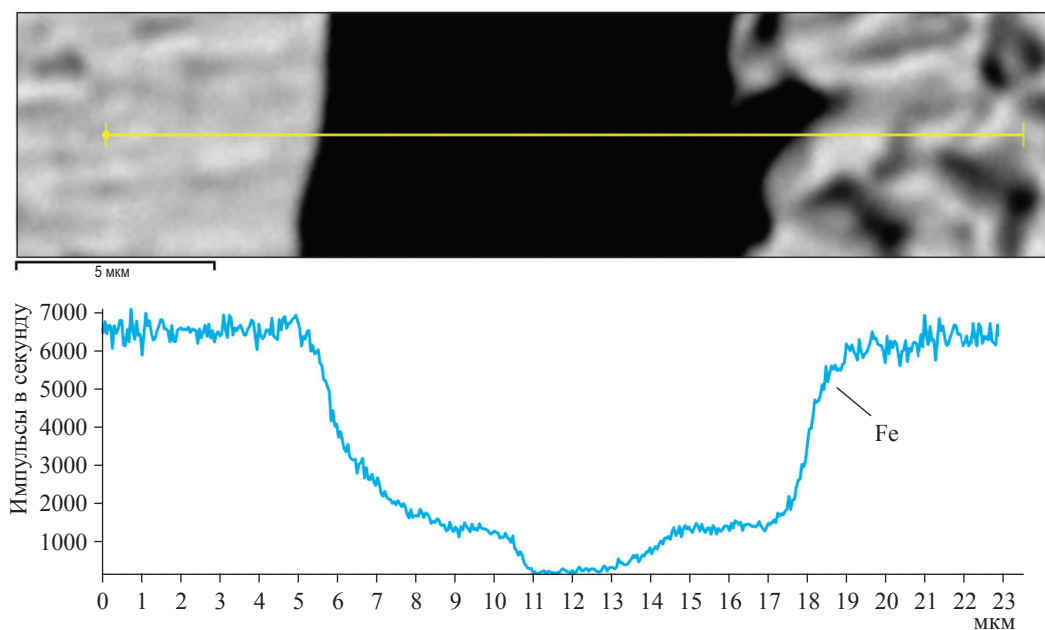


Рис. 3. Распределения элементов на поверхности образца стали Mannesmann после растворения включения. Метод СЭМ

дефектов совокупными диаметрами 5...10 мкм (см. рис. 4а). За этот период плотность дефектов ($\rho_{\text{деф}}$) на поверхности образцов достигала значений 76 и 50 шт./мм² для сталей Mannesmann и ХТЗ соответственно. Надо отметить, что наличие включений карбонитрида титана в стали не является обязательным условием возникновения питтинга в растворе NOVATW. На 8-е сутки испытаний происходит полное слияние точечных дефектов и образование очага коррозии размером $P \approx 3$ мкм и $d_{\text{ср}} = 23$ мкм (см. рис. 4б). После окончания испытаний на поверхности образцов зафиксированы каверны (см. рис. 4в).

На рис. 5 представлены зависимости изменения $\rho_{\text{деф}}$ во времени. Видно, что для стали ХТЗ наблюдаемое количество дефектов

в 1,5 раза больше, чем для стали Mannesmann. Как уже отмечалось ранее, максимумы на кривых $\rho_{\text{деф}} - t$ в начальный период испытаний в растворе NOVATW связаны с появлением в первые 4 сут большого количества мелких дефектов, которые в последующем сливаются и образуют коррозионные каверны. Общим для всех растворов является то, что в первые 2...4 сут происходит активное образование дефектов, в дальнейшем значение $\rho_{\text{деф}}$ стабилизируется и наблюдается рост геометрических размеров дефектов.

По фотографиям поверхностей образцов сталей в разные периоды испытаний оценивался $d_{\text{ср}}$ локального дефекта. Размеры питтингов, образующихся на обеих сталях в растворах NS4 и C2, отличаются незначительно:

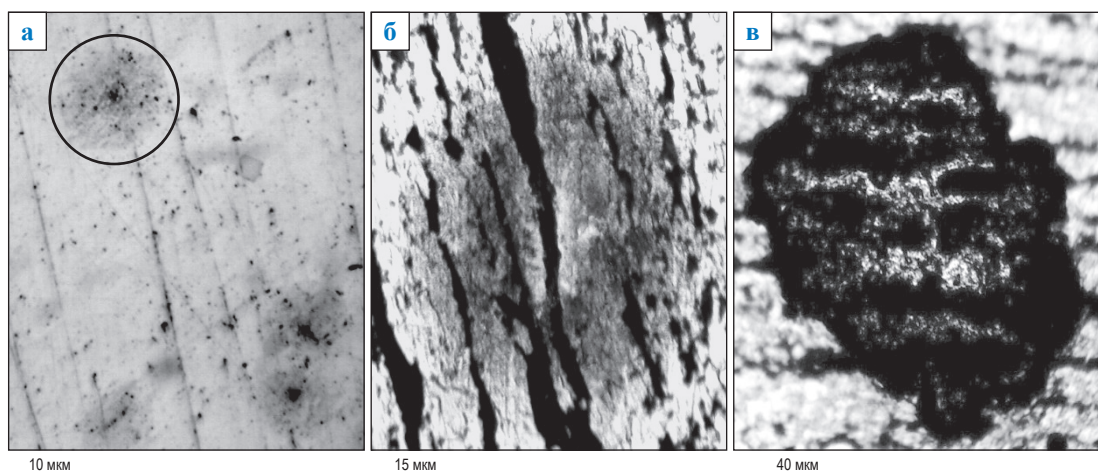


Рис. 4. Морфология поверхности стали ХТЗ, находившейся в растворе NOVATW при $E_{\text{корр}}$ в течение: 48 ч (а, выделен общий диаметр дефекта); 8 сут (б); 24 сут (в). Увеличение: $\times 500$

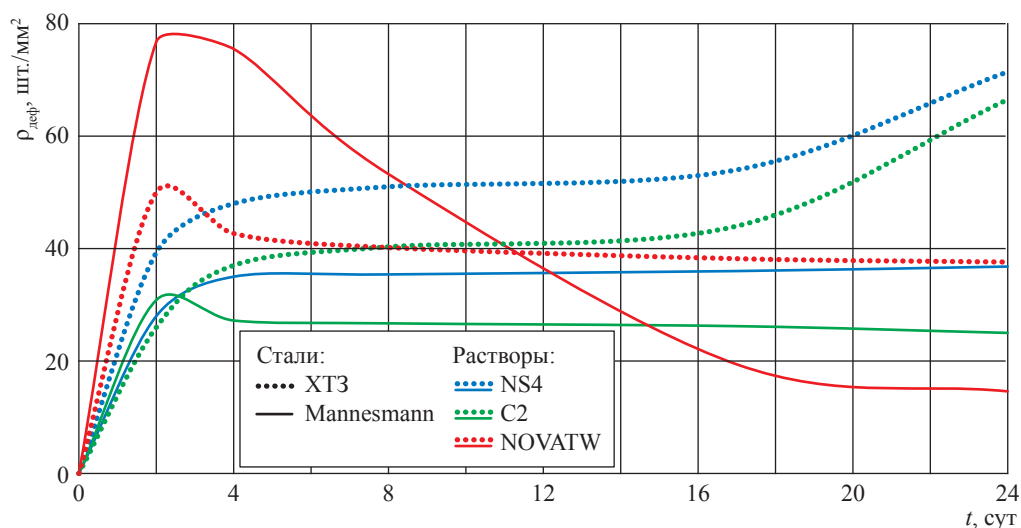


Рис. 5. Изменение плотности дефектов на сталях во времени в исследуемых растворах

$d_{cp} = 8...11$ мкм через 4 сут испытаний, $d_{cp} = 19...26$ мкм через 24 сут. Дефекты максимального диаметра ($d = 33...36$ мкм) наблюдаются на сталях в растворе NOVATW. Глубина питтингов в начальный период испытаний одинакова для обеих марок стали и составляет около 5 мкм во всех растворах. Однако в дальнейшем глубина дефектов увеличивается в растворах NS4 и C2 (после 24 сут $P = 8...14$ мкм при среднем значении 10 мкм), а в растворе NOVATW практически не изменяется.

Таким образом, в растворах NS4 и C2 для дефектов на обеих сталях $P/d \approx 0,5$, т.е. питтинг можно рассматривать как полусферу. Если аппроксимировать данные показательной функцией в соответствии с формулой (2), для расчета изменения во времени диаметра питтингов, образовавшихся на обеих сталях в растворах NS4 и C2 в течение 4...24 сут (рис. 5), получим выражение

$$d = 5,82t^{0,395} \quad (3)$$

с удовлетворительным коэффициентом детерминации $R^2 = 0,85$.

Используя формулу (3) и полагая, что растущий в данных растворах очаг коррозии сохраняет полусферическую форму ($P = 0,5d$), можно оценить время достижения заданной глубины дефекта (рис. 6). Например, питтинг должен вырасти до $P = 50$ мкм через 1,27 года.

Аппроксимация зависимости от времени диаметра питтингов, образовавшихся в растворе NOVATW (см. рис. 5), дает выражение

$$d = 14,05t^{0,252} \quad (4)$$

Однако, поскольку в растворе NOVATW глубина питтинга практически не изменилась с ростом его диаметра, то значения d , рассчитанные по формуле (4), нельзя использовать для оценки P .

Таким образом, количество и размер зарождающихся на поверхности трубных сталей очагов коррозии зависят как от количества и природы неметаллических включений, так и от состава грунтового электролита. При этом такой важный для образования микротрещины параметр, как форма питтинга (его аспектное отношение) определяется прежде всего составом раствора.

Хорошо известно, что в рН-нейтральных средах хлорид- и сульфат-ионы активируют анодное растворение железа [12, 13],

а карбонат- (бикарбонат-) анионы могут образовывать на поверхности трубных сталей плотный защитный слой $FeCO_3$ при значительном пересыщении приэлектродного слоя раствора ионами железа [14]. В табл. 3 приведены суммарные концентрации карбонат- CO_3^{2-} и бикарбонат- HCO_3^- анионов и хлорид- и сульфат-анионов. Видно, что эти концентрации значительно различаются в растворах NS4 и C2. В растворе NOVATW содержание карбоната/бикарбонатов примерно такое же, как в растворе NS4, а концентрация ионов-активаторов так же мала, как в растворе C2. Однако отношение $Rat = [HCO_3^- + CO_3^{2-}]/[Cl^- + SO_4^{2-}]$ в растворе NOVATW (18,75) более чем на порядок величины выше, чем в растворах NS4 (1,24) и C2 (1,14) (см. табл. 3). Следовательно, рост питтинга в глубину тормозится при высоком соотношении концентрации ионов – пассиваторов растворения металла и общего содержания ионов-активаторов; это должно увеличить время до образования микротрещины.

Если в напряженном металле все-таки образуется микротрещина, то влияние величины Rat на устойчивость стали к КРН может измениться. Так, определенная при растяжении образца с медленной скоростью деформации трещиностойкость стали X70 в растворе NS4 хуже, чем в 3,5%-ном растворе NaCl [15]. По-видимому, в этом случае присутствие карбонат-ионов локализует растворение металла в вершине растущей трещины, поскольку защитный слой $FeCO_3$ разрывается при пластической деформации металла.

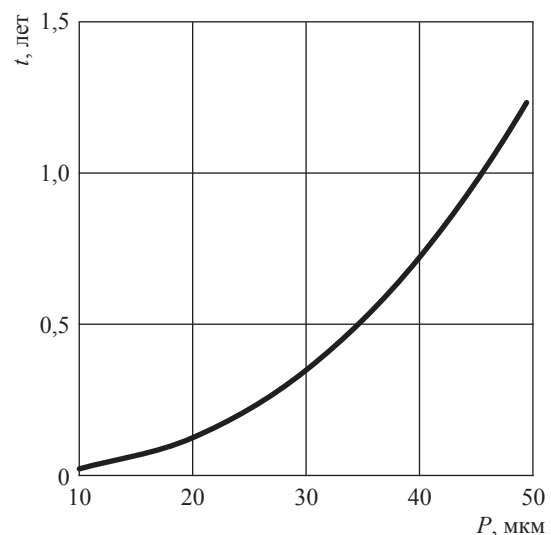


Рис. 6. Время достижения заданной глубины дефекта на стали в растворах NS4 и C2

Локальные очаги коррозии (питтинго-подобные дефекты) образуются на поверхности трубных сталей производства ХТЗ и Mannesmann в растворах NS4, C2 и NOVATW, моделирующих грунтовые электролиты, в начальный период испытаний (до 2 сут). Затем количество коррозионных дефектов практически не изменяется или уменьшается, что связано с растворением неметаллических включений на поверхности сталей.

Изменение диаметра питтинга со временем аппроксимируется степенной зависимостью. В растворах NS4 и C2 отношение глубины дефекта к его диаметру сохраняется постоянным и примерно равным 0,5 на протяжении всего периода испытаний (24 сут). С учетом данного аспектного отношения и полученной зависимости диаметра питтинга от времени можно оценить время достижения коррозионным дефектом заданной глубины.

В растворе NOVATW диаметр питтинга увеличивается со временем, но его глубина остается практически неизменной после 4 сут испытаний. Предположительно торможение роста значения P связано с высоким соотношением концентраций ионов – пассиваторов (бикарбонат- и карбонат-анионов) и ионов – активаторов растворения железа (хлорид- и сульфат-анионов) в растворе NOVATW.

Список литературы

- Алимов С.В. Концепция диагностирования и ремонта магистральных газопроводов в регионах с высокой предрасположенностью к стресс-коррозии / С.В. Алимов, А.Б. Арабей, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2015. – № S2 (724). – С. 10–15.
- Антонов В.Г. Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов: атлас / В.Г. Антонов и др.; под общ. ред. А.Б. Арабей, З. Коношински. – М.: Наука, 2006.
- MN-2-95. Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry / National Energy Board. – Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996. – 147 с.
- Малкин А.И. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных трубопроводов. Ч. II: Кинетические закономерности и влияние условий эксплуатации на КРН трубных сталей в водных средах / А.И. Малкин, А.И. Маршаков, В.Э. Игнатенко и др. // Коррозия: материалы, защита. – 2010. – № 2. – С. 1–14.
- Арабей А.Б. Исследование возможности длительной эксплуатации труб с незначительными стресс-коррозионными повреждениями / А.Б. Арабей, О.Н. Мелёхин, И.В. Ряховских и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 4–11.
- Lu B.T. Crack growth model for pipeline steels exposed to near-neutral pH groundwater / B.T. Lu // Fatigue. Fract. Engng. Mater. Struct. – 2013. – Т. 36. – С. 660–669.
- Cole I.S. The science of pipe corrosion: A review of the literature on the corrosion of ferrous metals in soils / I.S. Cole, D. Marney // Corrosion Science. – 2012. – Т. 56. – С. 5–16.
- Колотыркин Я.М. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах / Я.М. Колотыркин // Итоги науки и техники. Сер.: Коррозия и защита от коррозии. – 1978. – Т. 6. – С. 5–53.
- Puiggali M. Fatigue crack initiation on low-carbon steel pipes in a near-neutral pH environment under potential control conditions / M. Puiggali, S. Rousserie, M. Touzet // Corrosion. – 2002. – Т. 58. – № 11. – С. 961–969.
- Chen W. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen / W. Chen, R. Kania, R. Worthingham, et al. // Acta Materialia. – 2009. – Т. 57. – № 20. – С. 6200–6214.
- Chen W. Crack growth behavior of pipeline steel in near-neutral pH soil environments / W. Chen, R.L. Sutherby // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2007. – Т. 38A. – С. 1260–1268.
- Алексанян А.Ю. Стационарное анодное растворение железа в нейтральных и близких к ним средах / А.Ю. Алексанян, А.Н. Подобаев, И.И. Реформатская // Защита металлов. – 2007. – Т. 43. – № 1. – С. 71–75.
- Алексанян А.Ю. Влияние хлорид- и сульфат-анионов на скорость растворения железа в нейтральных и близких к ним средах / А.Ю. Алексанян, А.Н. Подобаев, И.И. Реформатская // Защита металлов. – 2007. – Т. 43. – № 2. – С. 135–138.
- Nešić S. Key issues related to modelling of internal corrosion of oil and gas pipelines / Srdjan Nešić // Corrosion Science. – 2007. – Т. 49. – С. 4308–4338.
- Ненашева Т.А. Влияние переменного тока на коррозионное растрескивание под напряжением трубной стали X70 / Т.А. Ненашева, А.И. Маршаков // Коррозия: материалы, защита. – 2019. – № 4. – С. 10–14.

Experimental determination of propagation rates for local corrosion defects at the surface of pipe steels in solutions simulating soil electrolytes

A.A. Rybkina^{1*}, N.A. Gladkikh¹, K.V. Mizitov¹, M.A. Petrunin¹, A.I. Marshakov¹, R.I. Bogdanov²

¹ Russian Academy of Sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS), Bld. 31, Leninskiy prospect, GSP-1, Moscow, Russian Federation

² Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

* E-mail: aa_rybkina@mail.ru

Abstract. It is known that initially stress corrosion of a pipe steel could start with generation of local corrosion focuses serving as concentrators of mechanical stresses. Tempo of propagation of the local corrosion defects at the surface of X70-grade pipe steels manufactured by the Khartsyzsk pipe plant (KhPP) and Mannesmann Das. Rohr. (Germany) has been experimentally tested. The most commonly applied NS4, C2, NOVATW synthetic soil electrolytes with near-neutral pH factors have worked as media for determining kinetics of stress-corrosion cracks.

The results of microscopic studies show that in conditions of free corrosion potential a birth of a narrow groove around a nonmetallic inclusion initiates origination of local defects at the surface of steel. As time passes, this groove enlarges and goes deeper simultaneously with gradual destruction of the inclusion. Especially obvious it seemed for NS4 and C2 solutions, where the largest defects were observed over the inclusions of iron carbide. It must be outlined that in case of NOVATW presence of the inclusions is not an obligatory condition for appearance of a pitting. During the first two or four days, a number of defects per unit of surface area of a metal increases, after that quantity of defects stabilizes, but their geometrical dimensions grow.

An average diameter of local defects was estimated at different periods of tests. The defects of maximal sizes (35 μm in diameter) generated on the KhPP's steel soused in NOVATW solution. At the initial stage of the tests the pitting depth values were alike for both steels and amounted nearly to the half-height of the inclusions. Step by step, the rate of pitting growth was slowing down, and after 24 days it equalled from 0,16 to 0,33 mm per year depending on the types of a steel and of an electrolyte.

Authors showed that in presence of corrosion potential a size of a defect being incubated at the surface of a steel was determined by superposition of two factors, namely: a nature of the nonmetallic inclusions, and a composition of the corrosive medium.

The acquired data on the rates of pitting development over a pipe steel were used to design a calculating model describing the stress-corrosion cracking of gas pipelines.

Keywords: pipe steel, corrosion potential, pitting, soil electrolyte, trunk gas pipeline.

References

1. ALIMOV, S.V., A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Concept for diagnostics and repair of trunk gas pipelines in the regions very liable to stress corrosion [Kontseptsiya diagnostirovaniya i remonta magistralnykh gazoprovodov v regionakh s vysokoy predraspolozhennostyu k stress-korrozii]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2015, no. S2 (724), pp. 10–15. ISSN 0016-5581. (Russ.).
2. ANTONOV, V.G., et al. *Stress corrosion cracking of main gas pipelines* [Korroziyonnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem trub magistralnykh gazoprovodov]: atlas. ARABEY, A.B., Z. KNOSHINSKI (eds.). Moscow: Nauka, 2006. (Russ.).
3. NATIONAL ENERGY BOARD. *Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry*. Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996, MH-2-95.
4. MALKIN, A.I., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO, et al. Processes of crack initiation and propagation on the steels of main pipelines [Protsesty zarozhdeniya i rosta korroziyonnykh treshchin na staly magistralnykh truboprovodov]. Pt. II: The kinetics of crack growth and environmental effects on SCC of pipeline steels in aqueous media [Kineticheskiye zakonomernosti i vliyaniye usloviy ekspluatatsii na KRN trubnykh staley v vodnykh sredakh]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2010, no. 2, pp. 1–13. ISSN 1813-7016. (Russ.).
5. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Studying a possibility of continuous service of pipes with minor stress-corrosion cracks [Issledovaniye vozmozhnosti dlitelnoy ekspluatatsii trub s neznachitelnymi stress-korroziyonnymi povrezhdeniyami]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 4–11. ISSN 2306-8949. (Russ.).
6. LU, B.T. Crack growth model for pipeline steels exposed to near-neutral pH groundwater. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 2013, vol. 36, pp. 660–669. ISSN 1460-2695.
7. COLE, I.S., D. MARNEY. The science of pipe corrosion: A review of the literature on the corrosion of ferrous metals in soils. *Corrosion Science*. 2012, vol. 56, pp. 5–16. ISSN 0010-938X.

8. KOLOTYRKIN, Ya.M. Nonmetallic inclusions impact to corroding processes [Rol nemetallicheskih vklyucheniye v korrozionnykh protsessakh]. *Itogi Nauki i Tekhniki. Series: Korraziya i Zashchita ot Korrozii*. 1978, vol. 6, pp. 5–53. (Russ.).
9. PUIGGALI, M., S. ROUSSERIE, M. TOUZET. Fatigue crack initiation on low-carbon steel pipes in a near-neutral pH environment under potential control conditions. *Corrosion*. 2002, vol. 58, no. 11, pp. 961–969. ISSN 0010-9312.
10. CHEN, W., R. KANIA, R. WORTHINGHAM, et al. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 20, pp. 6200–6214. ISSN 1359-6454.
11. CHEN, W., R.L. SUTHERBY. Crack growth behavior of pipeline steel in near-neutral pH soil environments. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007, vol. 38A, pp. 1260–1268. ISSN 1073-5623.
12. ALEKSANYAN, A.Yu., A.N. PODOBAYEV, I.I. REFORMATSKAYA. Steady-state anodic dissolution of iron in neutral and close-to-neutral media. *Protection of Metals*. 2007, vol. 43, no. 1, pp. 66–69. ISSN 0033-1732.
13. ALEKSANYAN, A.Yu., I.I. REFORMATSKAYA, A.N. PODOBAYEV. The effect of chloride and sulfate anions on the iron dissolution rate in neutral and nearly neutral media. *Protection of Metals*. 2007, vol. 43, no. 2, pp. 125–128. ISSN 0033-1732.
14. NEŠIĆ, S. Key issues related to modelling of internal corrosion of oil and gas pipelines. *Corrosion Science*. 2007, vol. 49, pp. 4308–4338. ISSN 0010-938X.
15. NENASHEVA, T.A., A.I. MARSHAKOV. Effect of alternating current on stress corrosion cracking of X70 pipe steel [Vliyaniye peremennogo toka na korrozionnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem trubnoy stali X70]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2019, no. 4, pp. 10–14. ISSN 1813-7016. (Russ.).

УДК 620.194.22:622.691.4.053:544.6.018.45

Regularities of the near-neutral pH stress corrosion cracking of gas pipelines

I.V. Ryakhovskikh

Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation
E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. The article considers stress corrosion cracking (SCC) prediction models for pipes steels describing main stages of the process, their rates and implementation conditions. A number of tests, namely: electrochemical, corrosion-mechanical, mechanical, operational life tests, X-ray tests of layer-by-layer texture and residual stresses, analysis of micro and dislocation structure, were carried out for X70-steel pipes manufactured in Germany and USSR, after these pipes had been operated within the gas pipelines for a long time. It was shown that the texture nonuniformity of steels and residual process stresses in pipes are the parameters characterizing resource for growth or slowdown of cracks at initial stages. The cyclic tests did not identify any indicators of fatigue growth and significant changes of dislocational structure in the areas close to the cracks $\sim 0,2\delta$ deep (where δ is the pipe wall thickness). During static and low-amplitude cyclic loads in the test environment with $\text{pH} = 5,5 \dots 7,0$ the rate of crack growth accelerates with available component (sulfide, carbonate, or phosphate) stimulating the anodic dissolution.

It was found out that SCC-cracks not deeper than $0,2\delta$ were not dangerous for pipelines reliability; on exposure of corrosion environment the forecasted growth rates of such defects did not exceed $0,3 \dots 0,4$ mm per year, apart from cracks located in the welded joints and along the weld-fusion line. Growing of the $0,2\delta$ deep SCC-cracks would stop without electrolyte.

In countries with a long system of high-pressure underground gas pipelines (UGP) the problem of stress corrosion cracking (SCC) is a common issue [1–4]. SCC accidents have been detected in USA, Canada, Australia, Iran, China [3–6]. The SCC defects formation and propagation takes place on the surface of pipes that are in contact with the soil electrolyte due to band coating separation [1–3]. A lot of UGPs constructed in Russia in 1970–1980's from X70-grade steel pipes $\text{Ø}40''\text{--}56''$ mainly produced by Mannesmann (Germany) and Khartsyzk Pipe Plant (USSR, the territory of modern Ukraine) suffer from SCC [2]. According to the results of specialized microscopic studies of SCC-cracks [7] and composition of soil electrolyte [8] basing on the tests of Russian second-hand UGPs, the near-neutral-pH SCC is observed as a rule.

It is a common belief that SCC of pipeline steels is a multistage process involving the active or slow development of cracks under various scenarios depending on the least favorable combination of the determining groups of «metal-environment-stress» factors [2, 4, 8–10]. Fig. 1 illustrates a generalized form of a stage-by-stage kinetic diagram of SCC defects formation and propagation in pipe steels as time goes by, which contains five specific cross-sections.

In light of the model, SCC gets through a flow of stages that characterize the variation of propagation rate including slow-down and stagnation. At every step the SCC process is designated by the combined effect of various parameters. To predict SCC propagation, it is necessary to describe the parameters affecting the kinetics of the propagation or slow-down of cracks, as well as to establish the types of functional relation between RCG and these parameters.

Scenarios of SCC propagation in UGP

Fig. 2 shows three specific scenarios of SCC in UGP. They describe the rate growth variation and depth of the SCC defects on the back of statistical data of the Russian UGP. It was supposed that the corrosion conditions for the formation of all kinds of SCC were formed in the first 5–7 years after gas pipeline exploitation had begun, which was typical for band

Keywords:

trunk gas pipeline, stress corrosion, cyclic testing of steel pipes, defect, crack, texture nonuniformity of steel, rate of crack growth, pH.

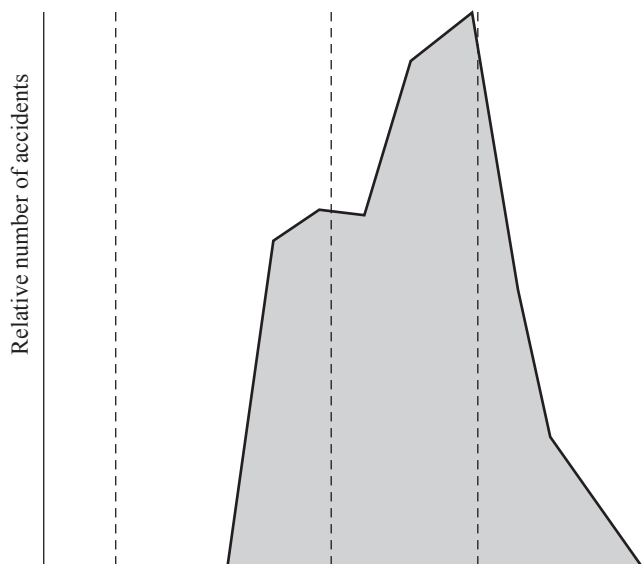
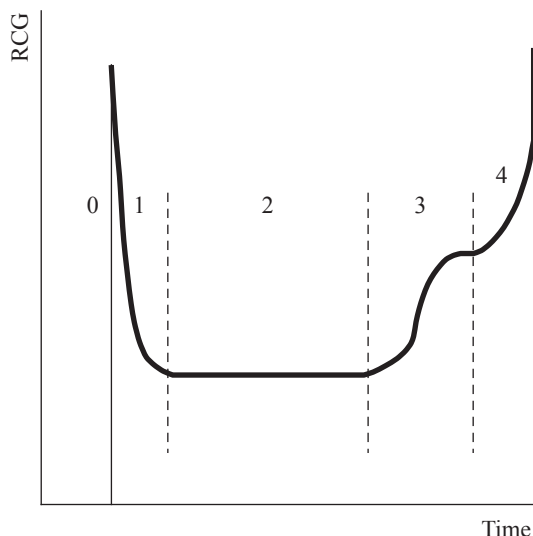


Fig. 1. The rate of crack growth (RCG) time course [4, 11]: 0 – an incubation period (IP) preceding formation of cracks; 1 – an area of formation and instant growth of cracks (it decreases with increase of time); 2 – an area where RCG is constant quite long; 3 – an area where RCG increases due to external or operational loads, as well as the interaction of cracks in the colonies; 4 – an area of rapid RCG increase and impending breakdown

field-applied coatings in the 70s – 80s of the last century.

Scenario of accelerated («anomalous») SCC (further – ABC). When investigating the causes of gas pipelines accidents after 7–13 years of their commissioning [2, 12], metallurgical defects were detected as a result of corrosion weakening – visible shape failure or pipe galling in location of SCC defects [12]. Above mentioned special features of pipes explain the degradation of bearing capacity of pipes and the accelerated dynamics of SCC according to the ABC scenario. This scenario assumes the implementation of 2 main stages: formation and accelerated growth of a colony of cracks or one extended crack along the longitudinal weld of pipe in the AB section (to a depth of about $0,3\delta \dots 0,4\delta$, where δ is pipe wall thickness), and its irreversible destruction on BC section. Further crack growth (section BC) with a depth of $0,3\delta$ or more occurs with the participation of soil electrolyte under project loads, for example, seasonal soil movements or changes in operating pressure. The kinetics of formation and initial growth of these cracks hinges upon the parameters of the corrosive

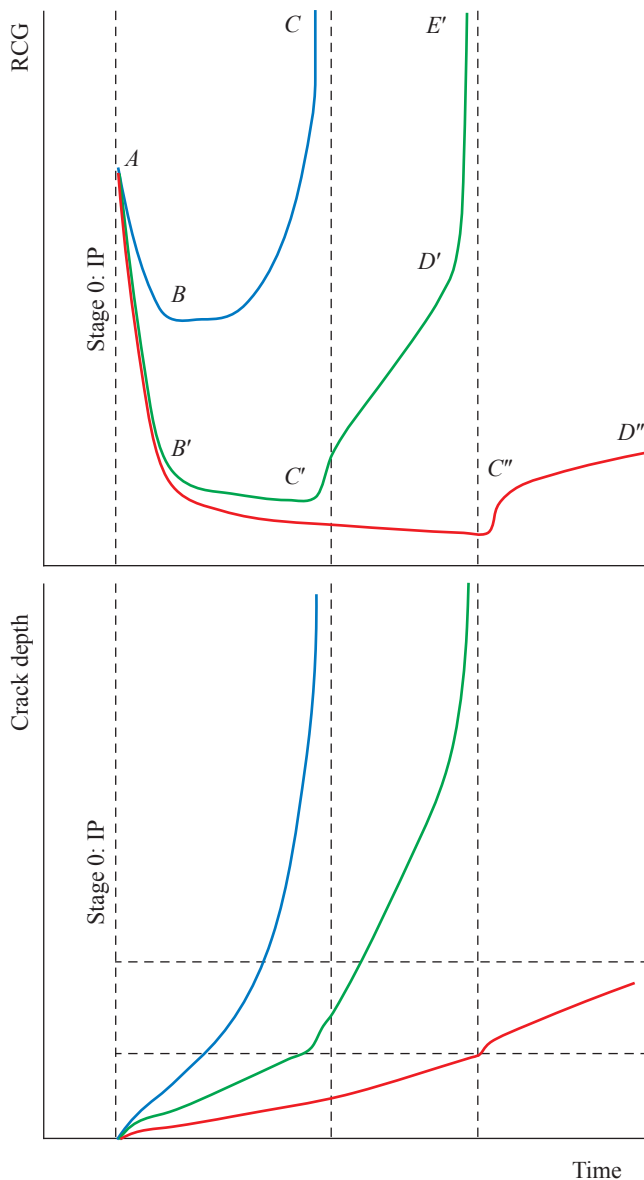


Fig. 2. Specific scenarios of SCC propagation taking into account statistical information about accidents

environment [9, 13], and if depths of 0,40δ or more are reached is determined by alternating loads on the gas pipeline caused by seasonal soil movements and gas transport modes, which are adequately described by the Peris formula [14].

Scenario of «intensive» SCC development (further – $AB'C'D'E'$). This scenario explains the random failures of UGP. The most part of them occurred after 20–30 years of operation. The implementation of UGP SCC according to the $AB'C'D'E'$ model implicates the huge colonies formation of random orientation cracks [15] in location of pitting corrosion, pits and other defects on the overloaded pipe surface. The formation of a crowd of cracks in these areas provides partial balancing of residual process-related stresses (section AB'), for example, caused by plastic deformation of steel at the crack tip. The kinetics of further propagation of SCC is determined by specificity of soil electrolyte, residual stresses level, the structural and texture features in the pipe material surface layer. In a less degree the kinetics depends on the operational piping loads. In addition propagation of cracks in a big time range ($B'C'$ section) occurs at a constant speed to an estimated depth of 0,25...0,30δ, and a forming colony of cracks orients along the axis of a gas pipeline under the action of circular stress. Then, on the $C'D'$ section it is possible to significantly slow down the development of cracks in colonies (see fig. 2) depending on their mutual location, distribution of stress fields [9, 15], or etching of crack tips as a result of active corrosion processes. When a defect reaches a depth of 0,40δ, its further development proceeds as in the ABC scenario.

Scenario of «slow» SCC propagation (further – $AB'C''D''$). The time-extended $AB'C'D'E'$ scenario explains the identification of a significant proportion (more than 90 % of the total number) of SCC defects with a depth of less than 0,10δ by repair actions on UGP after 30 years of operation [1]. As follows from the growth of cracks formed similarly to the previous scenario, if they have reached depth of 0,05δ...0,07δ, according to simulation results, it is expected that residual stresses effect decreases at section AB' [15]. Against the background of textural inhomogeneity of material it leads to partial or complete stop of defects [16, 17] (section $B'C''$). Part of the cracks under influence of soil electrolyte can marginally grow in length [11]. As a reaction a dense colony of crevices is formed on the pipe surface. In the

light of plastic deformation or etched by soil electrolyte the tips of these crevices are becoming blunt. This process promotes complete stop of their propagation [16, 17]. It can be assumed that crack growth at $B'C''$ section is determined by the rate of local anodic metal dissolution [18, 19]. In addition, as the crack grows, the level of stresses in the pipeline will have an increasing effect on rate of its propagation. The repeated growth on $B'C''$ section under the influence of soil electrolyte is noted for part of cracks in the least favorable cases [20, 21]. These cases explain the detection of SCC-cracks with a depth of more than 0,15...0,20δ based on the results of repeated surveys of UGP. When a defect reaches this depth, its further propagation proceeds similarly to the $AB'C'D'E'$ scenario. It is of interest to calculate and experimentally confirm the propagation of SCC defects in accordance with the proposed scenarios to study the UGP working capacity taking into consideration SCC and service life of more than 30 years by the $AB'C''D''$ model. It's better to realize this model taking into account the average service life of Gazprom PJSC UGP. The $AB'C''D''$ takes into account the influence of electrochemical processes on the kinetics of SCC process, residual stresses in the pipe walls, and the influence of structural and texture inhomogeneity of steel. The listed parameters affect significantly formation, slowing or further propagation of the SCC, however they are not currently taken into account when predicting the resource and specifying the interdiagnostic period of the UGP, which are subject to SCC.

To build an empirical multiparameter model of SCC UGP for reliable prediction of the life-period of pipes with SCC defects, a study discussed below was aimed at establishing the influence of the quantitative characteristics of meso- and microstructures of pipe steels in solutions simulating a near-neutral ground electrolyte on the pipe resistance against corrosion-mechanical failure.

Experimental methods

Material and solutions. Complex experimental studies were carried out for second-hand $\varnothing 40''...56''$ pipes with 16,5...18,7 mm thick walls produced at the Mannesmann (further – 1W steel) and Khartsyzsk (further – 2W steel) pipe plants from the controlled rolled steel (X70 strength grade). Before these pipes had been applied for more than 25 years as parts of UGP.

The chemical composition of the steel (tab. 1) was determined by spectral analysis using a Spectro Lab S emission spectrometer. One can see that the chemical compositions of steels differ in micro-alloying additives, namely: vanadium, Nb and Mo are present in 1W steel. Another difference in composition is the high content of Ti in the 2W steel, and content of Si in the 1W steel. Actual mechanical properties of pipe steels complied with regulatory requirements.

Metallographic studies were performed by optical microscopy using a Carl Zeiss Axiovert 40 MAT, and by scanning electron microscopy (SEM) using a JEOL JSM-6610LV with an INCA Energy Feature XT energy dispersive X-ray (EDX) microanalysis system and INCAWave 500 spectrometer. They made

it possible to determine composition of non-metallic inclusions and the corrosion products in the cracks. Specimens for the structural studies were pickled in 4 % alcohol solution of HNO_3 .

All investigated pipes are characterized by ferritic-pearlite structure (fig. 3, see a, b). Ferrite of the 2W steel has more rounded grains, while 1W steel has a more fine-grained structure (especially pearlite grains), as well as pronounced axial segregation on the background of significant banding, which is typical for controlled rolled steels. These morphological features of the structure seem like a difference in the technological parameters of hot deformation of steels. There were differences revealed neither in defective, nor in defect-free steel areas.

Table 1

Chemical composition and mechanical properties of steels

Steel	Composition, wt %												Yield strength ($\sigma_{0,2}$), MPa	Tensile strength (σ_s), MPa
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Ti	Mo		
1W	0,093	1,57	0,41	0,007	0,021	0,12	0,04	0,06	0,07	0,038	0,022	0,031	490	590
2W	0,115	1,63	0,34	0,003	0,021	0,04	0,02	0,007	–	–	0,07	–	480	620

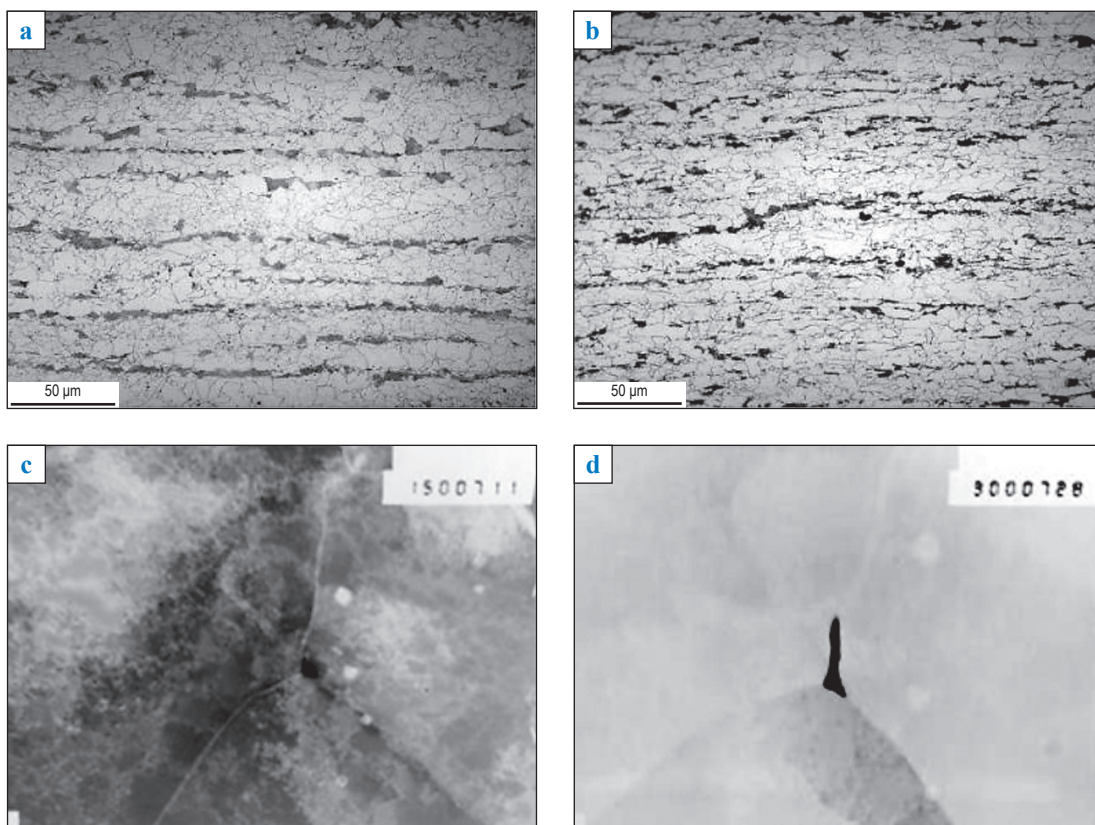


Fig. 3. The structure of 2W (a, $\times 500$) and 1W (b, $\times 500$) steels; polyhedral ferrite (PF) in 2W (c, $\times 15\ 000$); cementite precipitates at the junctions of ferrite grains (2W) (d, $\times 30\ 000$)

The quantitative characteristics of pearlite were evaluated, and the morphology of the pearlite component of the steel microstructure was analyzed. Samples were chosen both without SCC defects and with them 4 mm deep. The study was performed by transmission electron microscopy on a foil 0,2...0,5 mm thick. There was no appreciable differences in the structural state of samples, including the morphology of pearlite. The structure of the samples is based on PF (see fig. 3c), which is characterized by smooth boundaries and almost complete absence of blocks. Occasionally, cementite precipitates are observed at the junctions of ferrite grains (see fig. 3d).

The NS4 (pH 7,0), C2 (pH 6,3) and NOWATV (pH 7,1) solutions have been chosen as the corrosive media modeling the soil electrolytes [4]. To eliminate changes in the pH of the solutions during the experiments, investigators added borate buffer to them, which stabilized the pH and did not affect the rate of electrochemical reactions [19]. In a number of experiments citrate buffer was also used [19]. In addition, additives were added to the background solutions, which were components of the natural soil electrolyte (Na_2S , NaHCO_3 , NaNO_3), and $\text{Mg}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$, KI and metal corrosion inhibitor were used as model additives.

Procedures for investigating kinetics of SCC:

- **stage «0».** During the experiment the samples have been holded in the electrolyte, the processes occurring on the surface of the metallographic section have been observed using the Carton SPZT50 optical microscope (magnification $\times 200$) [22]. Reserchers have recorded an enlarged image of the surface area, using an Amoyca AC-300 digital CMOS video camera connected to the eyepiece via an adapter during the entire experiment. Data from the camera was transferred to a personal computer and processed in the Corel PHOTO-PAINT X3 graphic editor. All samples were polished on a diamond paste with a grain size of 7 to 0,5 μm , then washed in an ultrasonic bath in a mixture of $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} : \text{C}_7\text{H}_8 = 1:1$ for 25 min before testing;

- **stage «1».** Researchers have carried out an experimental assessment of the rate of propagation of microcracks from local corrosion defects (LCD) on surface of steel on samples of $120 \times 25 \times 5$ mm with variable loading in the NS4 solution in order to decrease the time of an experiment compared with static tests [9]. On one part of the samples, pits with a diameter and a depth of about 300 μm

(aspect ratio 1:1) were formed by anodic etching in an alkaline solution [22]. In other samples pitting simulators were created in the form of drilled holes with a diameter of 600 μm and a depth of 1200 μm (aspect ratio 1:2), a diameter of 900 μm and a depth of 2250 μm (aspect ratio 1:2,5). Corrosion-mechanical tests were carried out on the installation, creating a variable stress by 4-point bending of the sample in a corrosive environment. The imposition of a variable (0,15 Hz) load was obtained due to a rotating eccentric mounted on the shaft of an electric motor with a gearbox. The tangential residual macrostresses acting in different layers along the wall thickness of pipes were measured in a section perpendicular to the axis of the pipe. X-ray lines were recorded on a Bruker D8 DISCOVER diffractometer. The textural heterogeneity of the pipe samples was studied on a D8 DISCOVER with DAVINCI diffractometer (Bruker, Germany). The obtained results were analyzed using Bruker AXS DIFFRAC.EVA v.4.2 and DIFFRAC.TOPAS v.5.0 software, texture analysis was made using LaboTex software. For visual confirmation of stabilization conditions of cracks an electron back-scatter diffraction (EBSD) analysis was performed;

- **stage «2».** The RCGs in corrosive media of various compositions were determined on beam samples ($200 \times 17 \times 5$ mm) under static and cyclic loading. Preliminarily, the specimens were pre-cracked by fatigue in the air for the initiation of sharp crack [18, 19]. Specimens were fastened in three-electrode cells that were filled with the electrolyte under study. A constant tensile strain was applied to the specimens [19]. Experiments were carried out at room temperature (20 ± 2 °C). According to A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko, et al. [19], the RCG was determined and the stress intensity factor (K) at the crack tip, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$, was calculated. In the present work K_{ISCC} value (threshold stress intensity factor for SCC) was not determined ($K_{\text{ISCC}} = 11 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ for X70 steel in solution [24]). Researchers tried to choose the load values in the middle of the interval between K_{ISCC} and K_{IC} (threshold stress intensity factor for mechanical cracks); this range of mechanical stress corresponds to the plateau on the kinetic fatigue fracture diagram of X70 pipeline steel [19]. In this range, the RCG is almost independent of the load [10, 19];

- **stage «3–4».** Before hydrocyclical testing, depth of SCC defects was determined using an ultrasonic flaw detector Phasor XS with

L99HK phased sensor array. Authors measured the linear dimensions of cracks using a ruler and photographic equipment after visualization with the help of a Magnaflux magnetic powder control kit. The stand, as well as the list of SCC defects have been described in detail earlier [13, 25]. Cyclic tests on stand no. 1 involved simulation of the effects of starting and stopping the compressor unit at the linear section of the main trunk pipeline. $N = 210$ is the number of load cycles implemented with internal pressure amplitude change from 0,1 to 7,5 MPa (coefficient of skewness $R = 0,01$) at frequency $f = 5 \cdot 10^{-4}$ Hz. In cyclic tests on stand no. 2, simulation of the pressure changes at the linear section of UGP was carried out. $N = 500$ is the number of load cycles implemented with internal pressure amplitude change from 5,5 to 7,5 MPa ($R = 0,7$) at frequency $f = 8 \cdot 10^{-4}$ Hz. During tests the stands no. 3 and 4 imitated pressure fluctuations during the operation of the real section of UGP, the loading was carried out in non-uniform cycles. The loading mode of the stand no. 3 is a repeating sequence of 1 cycle with $R = 0,01$ and 32 minor loading cycles ($R = 0,7$). The loading mode of the stand no. 4 is a repeating sequence of 1 cycle with $R = 0,01$ and 40 minor loading cycles ($R = 0,7$). Based on the average regulatory period of service of the tape coating, the stands no. 3 and 4 simulated operating time of 20 years. During the hydraulic test of pipe test

stands, the state of SCC-cracks was monitored using the acoustic emissions complex A-Line 32D and a system of specialized fiber optic strain sensors.

Result and discussion

Kinetics of SCC on stage «0». Fig. 4 shows the surface of steel samples after solutions exposure in model electrolytes (tab. 2). It can be seen that for a specified period of time multiple sites of local corrosion have been formed on the samplings surface. Corrosion defects on 1W samplings were similar to defects on 2W samplings. After 24 days of testing, the corresponding dependences of LCD RCGs on the surface of samples in solutions of different compositions were constructed (fig. 5).

It is seen that with increasing time (t) the RCG of defects decreases. These dependences (see fig. 5) are described with an equation

$$\frac{da}{dt_0} = k(t - t_0)^{n-1}, \quad (1)$$

where a means depth of the crack; k and n are empirical coefficients depending on the composition of a solution and the metallurgical properties of steel; t_0 is the time of initiation of LCD after access of the corrosive medium to the pipe surface.

The result testifies that the conditions favorable in context of LCD formation develop

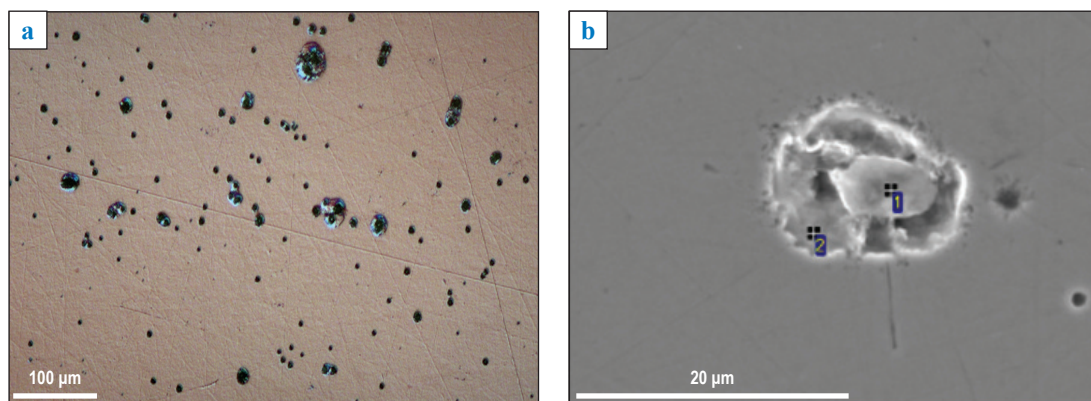


Fig. 4. Surface of a 2W sample after exposure in model electrolytes (a, $\times 200$) and corrosive sites around inclusions (b, $\times 3000$)

Table 2

The results of the composition energy dispersive analysis of non-metallic inclusions (see fig. 4b)

Solution	Spectrum, mass %									
	C	O	Mg	Al	Si	S	Ca	V	Mn	Fe
1a	17,54	23,73	0,00	2,27	0,18	17,15	20,76	0,09	0,27	17,56
2a	16,85	18,29	0,00	0,27	0,28	1,08	1,94	0,21	0,82	60,27

within a short time period after destruction of the pipeline coating and the receipt of a corrosive environment for steel.

Kinetics of SCC on stage «1». As can be seen in fig. 6, microcracks occur at the bottom of the pits, and then go to the main steel surface and quickly develop becoming slower with a large aspect ratio. Microcracks originate from surface concentrators after IP. It depends on the aspect ratio of a defect on the steel surface. The obtained results correlate with the morphology of the SCC operational defects, which are also derived from LCD (see fig. 6b). It was found that 2W pipes are more prone to microcracks formation than 1W pipes, but this effect is minor, for example, the time to microcracks initiation for these

steels in NS4 is 24 and 28 days respectively. It is fair to assume that decrease of RCG into depth is primarily associated with the weakening of tangential tensile stresses with a distance from the outer surface of pipe, as well as with the passing of various structural steels layers occurred due to hot rolling [17].

The data obtained by the EBSD method (fig. 7) illustrate that a transgranular crack stops when it reaches a crystallite with an orientation differ from the initial one. In the fig. 7a, the colors of the RGB palette show the crystallites with different crystallographic orientations, defined within the elementary stereographic triangle for cubic materials. Significant differences in the texture of 1W and 2W pipes expressed in different

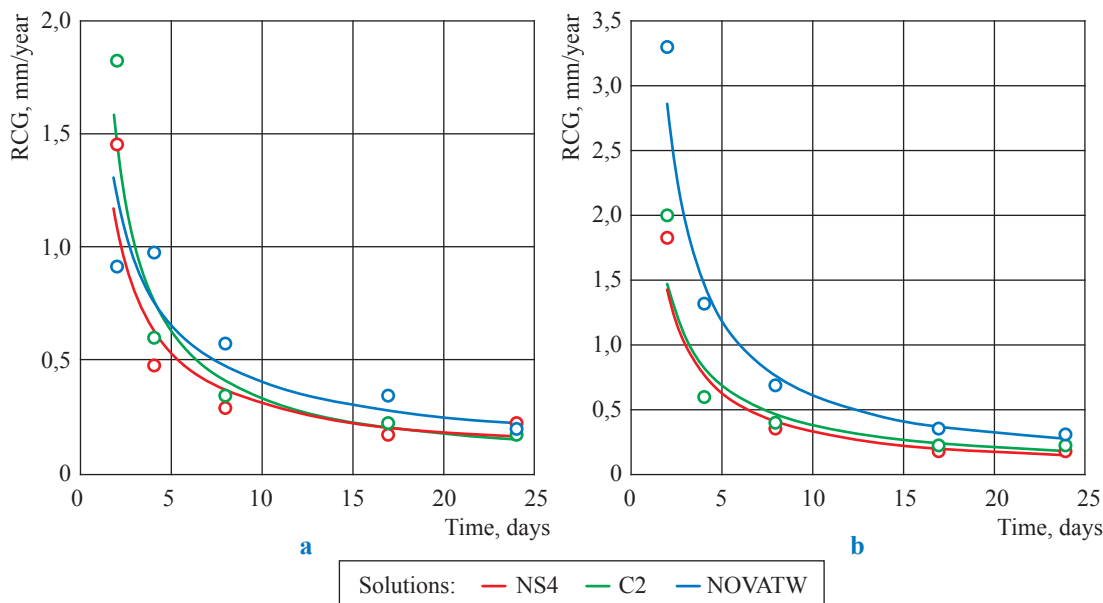


Fig. 5. The dependences of the LCD RCGs: a – 1W; b – 2W

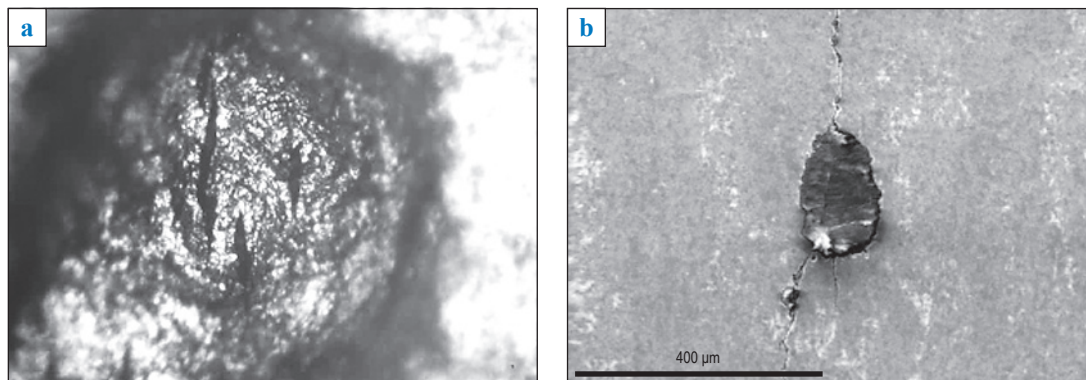


Fig. 6. Formation of microcracks at the bottom of pits in the laboratory (a) and SCC cracks from pit on the pipe surface under operating conditions (b)

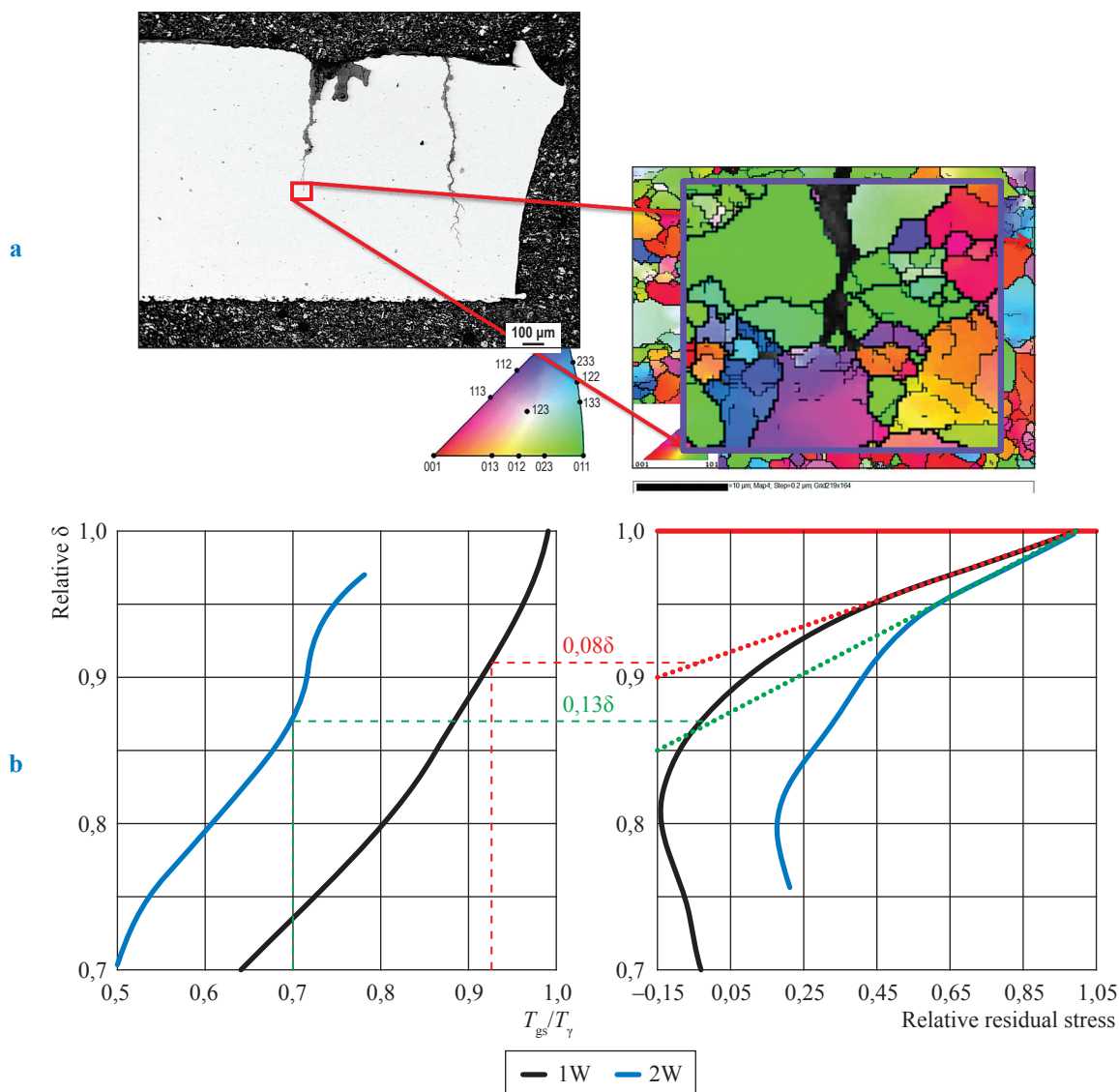


Fig. 7. EBSD maps of crystallites orientations in the pipes surface layers (a) and distributions of textural parameter and relative residual stresses over δ used for determination of the crack depth limit (b)

volume fraction ratios of texture components and inhomogeneity of their distributions over the pipes wall thickness lead to increase of the resistance against SCC due to cracks branching at the initial stages of growth. To identify the tendency of pipes to SCC authors suggest a textural parameter T_{gs}/T_γ , which describes the volume fractions ratio of rolling texture components typical: so-called Goss component (gs) and γ -fiber (see fig. 7b, left). If this parameter is above 0,8, most cracks do not grow deeper than 0,10 δ .

The textural components master curves T_{gs}/T_γ and their comparison with the residual stresses in the pipe surface layer are presented in fig. 7b. At depth lower than indicated on fig. 7b as 0,08 δ

(1W) and 0,13 δ (2W), the textural components ratio in the pipe walls will affect the microcracks initiation by intercrystalline corrosion, while with decrease of tangential tensile stresses with distance from the pipe outer surface the microcracks growth will slow down or stop.

The RCG in the first stage with a depth of 0,01...0,1 δ can be eyeball estimated using the empirical expression [21]:

$$\frac{da}{dt} = r \exp\left(-\frac{a}{m}\right), \quad (2)$$

where $0,01 < a \leq 0,08\delta$ for 1W; $0,01 < a \leq 0,13\delta$ for 2W; $r = \frac{dc}{dt}$ (c – half-length of a crack on pipe

surface); m – empirical coefficient taking into account the ratio of depth to the length of a single crack.

Kinetics of SCC on stage «2». The effect of stand tests conditions on existing SCC defects was assessed by the view of the crack tip, the state of the corrosion products inside the crack and the metal matrix at the crack tip. As can be seen in fig. 8, the left photo at fig. 8a shows the view of a crack without testing, it can be seen that the corrosion products deposit near the pipe surface has separated but there is no stratification at the crack tip. After cyclic loading there are the visible changes of crack form, namely this is separation of the deposit across the depth of the crack (see fig. 8a, the central photo). The study of samples after static loading to a pressure of 12,0 MPa showed the increase of the distance between the sides of the crack with microplastic deformation of the metal at the crack tip (see fig. 8a, the right photo). The study of the microstructure at the crack tip did not show any visible differences or changes in the conditions without testing and after cyclic testing.

After recalculation of deformation in the test stand sections with SCC defects up to $0,20\delta$ deep, the calculated stresses did not exceed the value of $0,7\sigma_{0,2}$ (fig. 9, see a). This fact excludes the possibility of mechanical crack propagation even

as a result of cyclic effects on crack tip. The fatigue tests of samples according to ASTM E466 confirm this conclusion. At maximum stresses close to the steel yield tensile ≈ 490 MPa, failure occurs after 15000 cycles (see fig. 9b), which does not correspond to the actual loads in the gas pipeline. The microscopic results of the steel samplings near the SCC cracks with a depth of up to $0,15\delta$ before and after the completion of cyclic tests confirmed the absence of significant changes in the dislocation substructure, which excludes the possibility of their fatigue growth (see fig. 8c,d).

Thus, at stage «2» cracks can propagate only by the mechanism of local anodic dissolution of metal, which involves the accelerated dissolution of metal at crack tip. The values of RCG in the NS4 solution do not exceed $0,15$ mm/year (fig. 10, see points 1). Adding sulfide and carbonate ions as the activators of anodic dissolution (AD) (see points 1', 1'') accelerates RCG twofold. Soil contains an extensive list of chemical elements that can accelerate the propagation of cracks in pipe steels; tests were carried out in a more aggressive environment with various additives (see points 3) for a rapid assessment of the influence.

The use of an aggressive environment allowed to reduce the time of testing, as well as to determine the load threshold value $K_{IC} \approx 80$ MPa·m^{0.5}. Fig. 10 shows that injection of the AD activator,

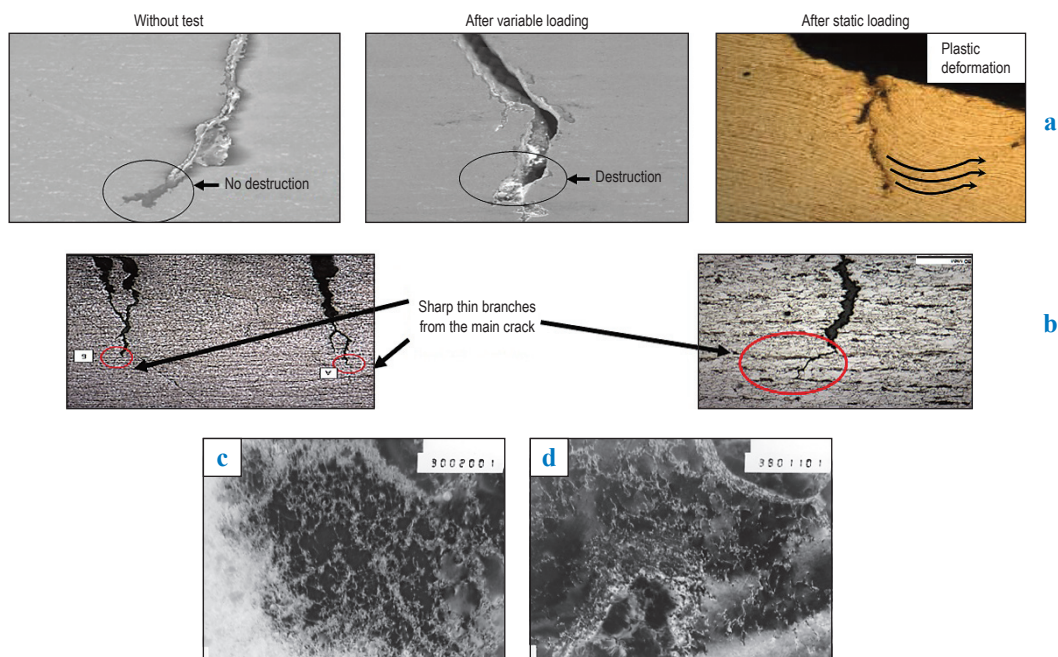


Fig. 8. The results of metallographic studies of SCC cracks with depth up to $0,2\delta$ (a) and near $0,3\delta$ (b) after hydraulic testing of pipes, and dislocation structure of 1W steel before (c) and after (d) testing

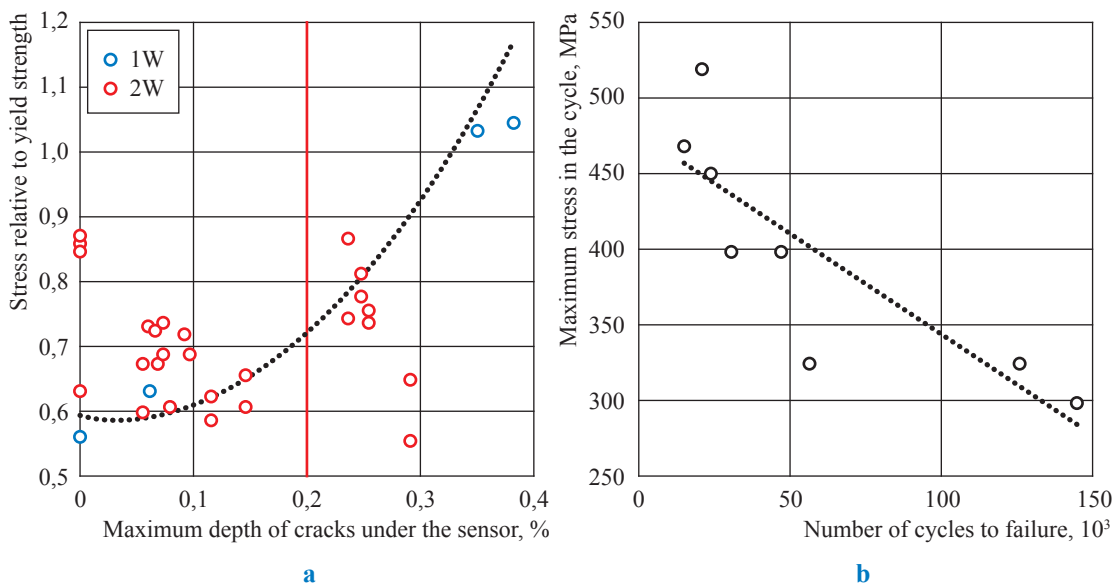


Fig. 9. Dependence of local stresses relative to the yield strength of steel on the maximum depth of SCC cracks in area of fiber optic sensor at pressure of 7,5 MPa (a) and fatigue tests of typical samples (b)

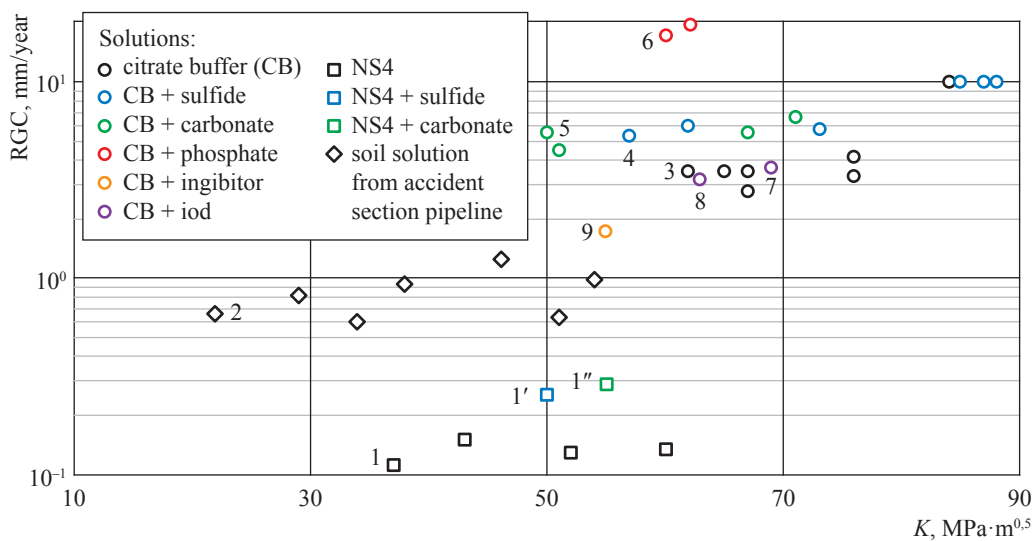


Fig. 10. The change in RGC in pipeline steel depending on stress intensity factors in various solutions

e.g. phosphate (see points 6), accelerates RGG, the corrosion inhibitor injection (see point 9) slows down the crack growth [23], the nitrate and iodide introductions do not change RGG. The effect of the studied additives on the value of RGG comports with their effect on AD rate of steel.

The impact of composition of medium on the value of RGC was also measured under low-amplitude cyclic loads in NS4 solution and with the addition of sulfide and carbonate ions. It has been established that in NS4 the crack growth accelerates half as much as compared with an air,

in a solution with additives it is 2,5 times faster than in the air. These values were used to calculate RGC in stage «3».

The dependencies of RGC in stage «2» are described by the equation

$$\frac{da}{dt} = \left(\frac{i_a^*}{1-n} \cdot \frac{M}{zF\rho} \right)^{\frac{1}{1-n}} \left(\frac{t_0}{\epsilon_F} \right)^{\frac{n}{1-n}} \times \times B^{\frac{n}{1-n}} \left(\ln \left(\frac{K^2 - K_{1sec}^2}{\pi r_0 \sigma_Y^2} \right) \right)^{\frac{N+1-n}{N-1-n}}, \quad (3)$$

where $B = \left(\frac{2N}{N-1} \right) \left(\frac{\beta \sigma_Y}{E r_0} \right)$; i_a^* – dissolution rate

of fresh surface metal, A/m^2 ; $n, M, z, F, t_0, \varepsilon_F, r_0, N, \beta, \sigma_Y, E, K_{ISCC}$ – constants [24].

Kinetics of SCC on stage «3–4». Determination of RCG at stages «3» was carried out according to the results of the described above complex of laboratory testing of samples and hydraulic tests of pipe lashes with SCC cracks of various depths. When cracks reach a depth of $0,25\delta$ or more, the local stresses in the defective zones exceed $0,7\sigma_{0,2}$. As a result, in addition to the corrosive environment, when calculating RCG, variable loads on pipeline should be taken into account. The dependences of RCG on variable load parameters are satisfactorily described if they are constructed in RCG – $(\Delta K^\alpha K_{max}^\beta / f^\gamma)^n$ coordinates [21] (fig. 11). With an increase in the depth of SCC cracks (from 3 to 8 mm) the value of RCG increases from 0,1 to 0,6 mm per year. Taking into account the obtained data on the influence of the corrosive environment on the RCG and the actual number of variable loads experienced by the pipeline during operation, the RCG dependencies in the NS4 solution without additives and in the presence of aggressive additives Na_2S or $NaHCO_3$ were constructed. Consideration of influence of corrosive environment and the modes of operation of gas pipelines rises the calculated rates of crack propagation, RCG values above 1 mm per year were observed for defects of more than 5 mm deep. The dependences of RCG in stage «3–4» are described by the equation

$$\frac{da}{dt} = A_i N_b \left[\frac{K_{max}^\beta \Delta K^\alpha}{f^\gamma \frac{N_l}{32}} \right]^n, \tag{4}$$

where N_1 – number of low-amplitude cycles in year; N_b – number of high-amplitude cycles in year; A_i – complex empirical coefficient taking into account the parameters of pipe and operating conditions; K_{max}^β – is the maximum stress intensity factor calculated for a pipe with SCC; ΔK^α – the range of variation of K when implementing variable loading; f – the average frequency of cyclic changes in the internal pressure in the pipeline with small amplitudes, Hz; n – coefficient depending on the pipe parameters; α, β, γ – empirical constants.

Comprehensive universal model of the time-dependent formation and propagation of SCC. Based on the calculated experimental data, the total rate of the formation and propagation process for a single SCC crack before the moment of destruction will be described by eq. (5) (see below). At the same time, the minimum RCG value at each subsequent stage cannot be less than the RCG at the previous stage. The above-mentioned inequality determines transition of the SCC process to the next stage of development. The graphical realization of the composed system of equations is shown in fig. 12. It takes into account the possible range of values and the areas of definition of each individual function for 1W and 2W pipes with a wall thickness of 16,5 mm.

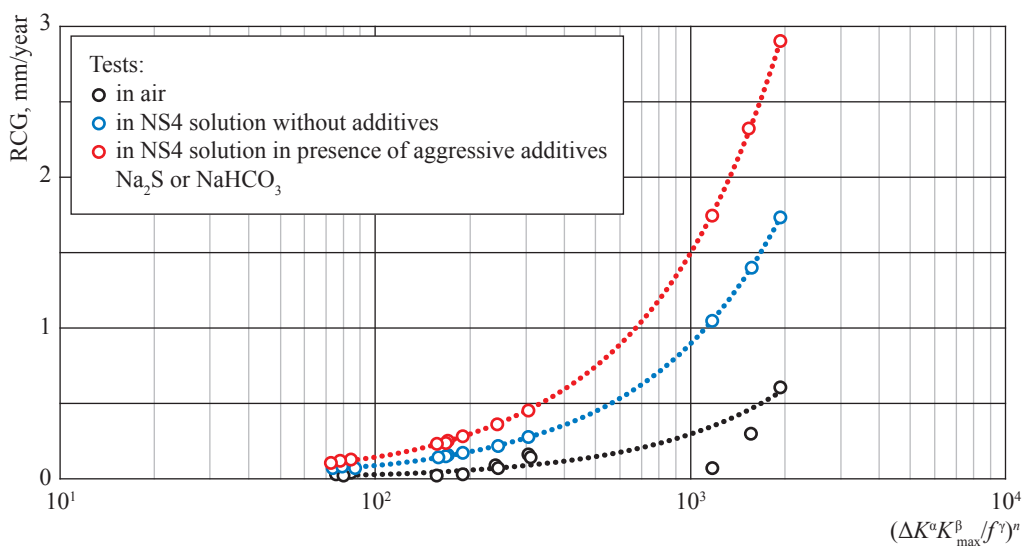


Fig. 11. The RCG dependences on $\Delta K^\alpha K_{max}^\beta / f^\gamma$

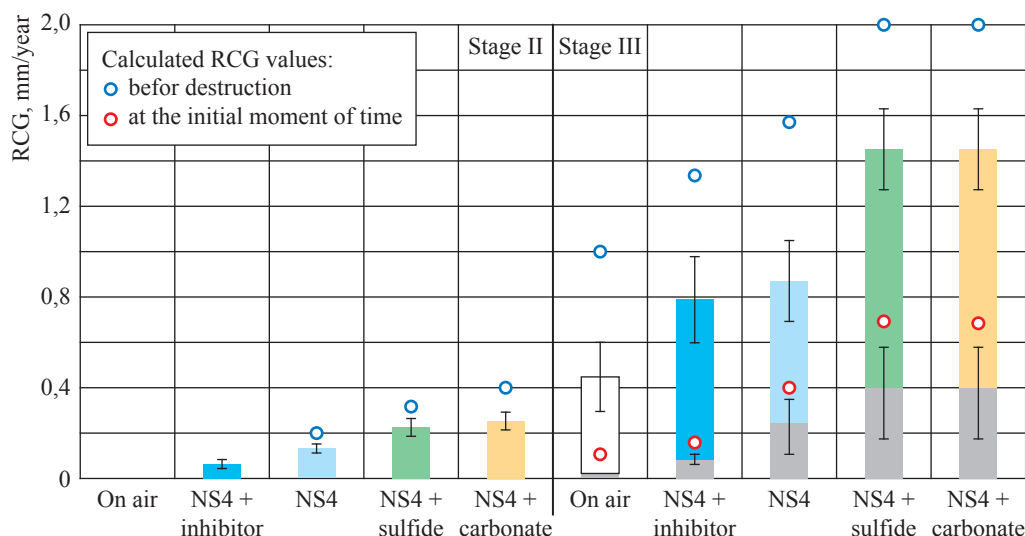


Fig. 12. RCG dependence for 1W pipe at stages II and III

$$\frac{da}{dt_i} = \begin{cases} i = 0 | & k(t-t_0)^{n-1}, \\ i = 1 | & r \exp\left(-\frac{a}{m}\right), \\ i = 2 | & \left(\frac{i_a^* M}{1-n z F \rho}\right)^{\frac{1}{1-n}} \left(\frac{t_0}{\varepsilon_F}\right)^{\frac{1}{1-n}} B^{\frac{1}{1-n}} \left(\ln\left(\frac{K^2 - K_{ISCC}}{\pi r_0 \sigma_y^2}\right)\right)^{\frac{N+1-n}{N-1-n}}, \quad \frac{da}{dt_0} < \frac{da}{dt_1} < \frac{da}{dt_2} < \frac{da}{dt_3} < \frac{da}{dt_4}, \quad (5) \\ i = 3 | & A_i N_b \left[\frac{K_{\max}^\beta \Delta K^\alpha}{f^\gamma \frac{N_l}{32}}\right]^n, \\ i = 4 | & 0 - \text{rupture} \end{cases}$$

where i is the stage number of SCC according to the model.

A graphical implementation of the composed system of equations (5) for stages II, III is shown in fig. 12 related to model electrolytes and calculated measurement errors for 1W pipes with δ of 16,5 mm.

Recommended operation of gas pipelines with SCC. Generalization of the obtained research results makes authors turn to practical recommendations for operation of gas pipelines having SCC cracks. The calculated dependences of crack depths as the functions of pipeline operating time are shown in fig. 13. The dependences are plotted for 1W pipes, and take into account the variations of the calculated RCG minimums and maximums at the stages II and III. The following practical recommendations for operating of gas pipelines are formed from the obtained RCG curves:

- in the A, B, C areas the pipes with SCC cracks should be cut out since such defects are of dangerous size;
- in the D and E areas pipes with SCC cracks can be left in operation until repairs are carried out, providing that these pipes are subject to periodic in-line inspections. The RCG should be predicted in accordance with the intensive growth curve in areas D and B , and in accordance with the slow growth curve in areas E and C ;
- in F area pipes with SCC cracks having $a < 0,1\delta$ are recommended for re-isolation using coatings containing inhibitor. These SCC cracks belong to the dormant ones and grow very slowly, in case of re-isolation the growth of defect will stop for sure.

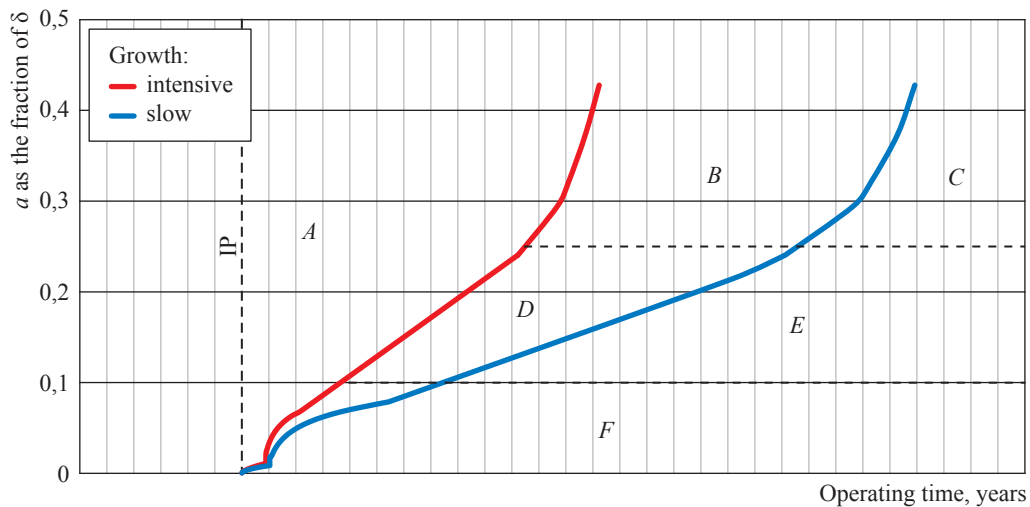


Fig. 13. Rapid and slow development of the SCC cracks

To estimate the ceiling sizes of cracks, which outreaching will make a gas pipeline break down, a two-parameter fracture criterion is used in the form of the engineering method R6¹.

Conclusions

The characteristic scenarios for SCC cracks development in steel pipelines describing the process stages, as well as the temporal changes of RCG and depth of cracks are considered in relation to the Gazprom's statistics of accidents. Few quantitative effects on the rates of formation and propagation of SCC were established, namely these are the effects of residual stresses, pipe-steel structural components and textures, chemical composition of soil electrolyte, magnitude and type of the mechanical load. The rate of SCC cracks was calculated and experimentally determined in $\varnothing 40'' \dots 56''$ pipes with 16,5...18,7 mm thick walls made of the X70-grade controlled rolling steels, after their long-term operation in gas pipelines. It was found that SCC cracks down to 0,2 δ deep did not present immediate hazard to pipelines reliability. On exposure to corrosion environment the predicted development rates of such damages did not exceed 0,3...0,4 mm per year excluding the cracks located in the welded joints and along a welding line. Growth of the SCC cracks down to 0,2 δ deep would stop without electrolyte.

If a pipe was left in operation, or a crack was not detected during the technical diagnostics of pipelines sites, the in-line diagnostics of RCG for cracks with $a < 0,25\delta$ would not reach the accident values during the standard inter-diagnostic period under 5 years. The obtained result provides leaving defected pipes in operation until the scientifically validated repairs.

Authors suggest an algorithm for operating a damaged pipeline with the SCC cracks of the base pipe metal. Pipes having the 0,1...0,25 δ deep cracks could be left in operation until a scheduled inspection, but only if their growth rates are predicted, and periodic observations are being made by means of the in-line diagnostic monitoring. It is recommended to leave pipes with SCC cracks of less than 0,1 δ depth upon condition of re-insulation of these pipes using coatings containing inhibitor.

References

1. ALIMOV, S.V., A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. The concept of diagnosis and repair of gas mains in regions with high susceptibility to stress corrosion cracking [Kontseptsiya diagnostirovaniya i remonta magistralnykh gazoprovodov v regionakh s vysokoy predraspolozhennostyu k stress-korrozii]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2015, no. S2 (724), pp. 10–15. ISSN 0016-5581. (Russ.).
2. ANTONOV, V.G., et al. *Stress corrosion cracking of main gas pipelines* [Korroziionnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem trub magistralnykh gazoprovodov]: atlas. ARABEY, A.B., Z. KNOSHINSKI (eds.). Moscow: Nauka, 2006. (Russ.).

¹ See: API 579-1/ASME FFS-1. Fitness-For-Service. 2007. R Gazprom 9.4-030-2014. Method for assessing the stability of compressor station process pipelines with stress corrosion defects [Metodika otsenki prochnosti tekhnologicheskikh truboprovodov kompressornykh stantsiy so stress-korroziionnymi defektami].

3. CHENG, Y.F. *Stress corrosion cracking of pipelines*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
4. NATIONAL ENERGY BOARD. *Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry*. Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996, MH-2-95.
5. GAMBOA, E. Inclined stress corrosion cracks in steel pipelines. *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2015, vol. 50, no. 3, pp. 191–195. ISSN 1478-422X.
6. SADEGHI MERESHT, E., T. SHAHRABI FARAHANI, J. NESHATI. Failure analysis of stress corrosion cracking occurred in a gas transmission steel pipeline. *Eng. Fail. Anal.* 2011, vol. 18, no. 3, pp. 963–970. ISSN 1350-6307. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2010.11.014>
7. ZAITSEV, A.I., I.G. RODIONOVA, O.N. BAKLANOVA, et al. Structural factors governing main gas pipeline steel stress corrosion cracking resistance. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 7–8, pp. 695–706. ISSN 0026-0894.
8. RYAKHOVSKIKH, I.V., R.I. BOGDANOV, V.E. IGNATENKO. Intergranular stress corrosion cracking of steel gas pipelines in weak alkaline soil electrolytes. *Eng. Fail. Anal.* 2018, vol. 94, pp. 87–95. ISSN 1350-6307.
9. RYAKHOVSKIKH, I.V. *A complex technique of research of corrosion-mechanical properties of low-carbon low-alloyed pipe steels and an assessment of their firmness against SCC* [Kompleksnaya metodika issledovaniya korrozionno-mekhanicheskikh svoystv malouglerodistykh nizkolegirovannykh trubnykh staley i otsenka ikh stoykosti protiv korrozionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem]. Candidate thesis (engineering). National Research Nuclear University MEPhI. Moscow, 2013. (Russ.).
10. MALKIN, A.I., A.I. MARSHAKOV, A.B. ARABEY. Processes of crack initiation and propagation on the steels of main pipelines [Protssy zarozhdeniya i rosta korrozionnykh treshchin na stali magistralnykh truboprovodov]. Pt. I: Modern understanding of the mechanisms of stress corrosion cracking of pipeline steels in aqueous media [Sovremennyye predstavleniya o mekhanizmax korrozionnogo rastreskivaniya staley v vodnykh sredakh]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2009, vol. 10, pp. 1–15. ISSN 1813-7016. (Russ.).
11. CHEN, W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels. In: EL-SHERIK, A.M. (ed.). *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies. Production and Transmission*. 1st ed. Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017, ch. 30, pp. 707–748. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-101105-8.00030-9>
12. KARPOV, S.V., D.I. SHIRYAPOV, A.S. ALIKHASHKIN. Complex research of stress corrosion cracking at trunk gas pipelines: practice and outlooks [Kompleksnyye issledovaniya korrozionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem na magistralnykh gazoprovodakh: opyt i perspektivy]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 144–154. ISSN 2306-8949. (Russ.).
13. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Studying a possibility of continuous service of pipes with minor stress-corrosion cracks [Issledovaniye vozmozhnosti dlitelnoy ekspluatatsii trub s neznachitelnymi stress-korrozionnymi povrezhdeniyami]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 4–11. ISSN 2306-8949. (Russ.).
14. EADIE, R.L., K.E. SZKLARZ, R.L. SUTHERBY. Corrosion fatigue and near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel and the effect of hydrogen sulfide. *Corrosion*. 2005, vol. 61, no. 2, pp. 167. ISSN 0010-9312.
15. ARABEY, A.B., T.S. ESIYEV, I.V. RYAKHOVSKIKH et al. Influence of features of the pipe production technology on resistance to stress corrosion cracking during the operation of main gas pipelines [Vliyaniye osobennostey tekhnologii proizvodstva trub na ustoychivost k korrozionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem pri ekspluatatsii magistralnykh gazoprovodov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2012, no. 2(673), pp. 52–54 (in Russia). ISSN 0016-5581.
16. LEIS, B.N. Initiation of SCC on gas transmission pipelines in related cracking environments. In: *Corrosion 96, 24–29 March, Denver, Colorado*. NACE International, 1996, paper no. 268.
17. PERLOVICH, Y., O. KRYMSKAYA, M. ISAENKOVA, et al. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes. *Materials Science Forum*. 2017, vol. 879, pp. 1025–1030. ISSN 1662-9752. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025).

18. RYAKHOVSKIKH I., R. BOGDANOV, T. ESIEV, et al. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment. *Proc. of Materials Science & Technology 2014, October 12–16*. Pittsburgh, PA, USA, 2014, vol. 1, pp. 807–814.
19. MARSHAKOV, A.I., V.E. IGNATENKO, et al. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel. *Corrosion Science*. 2014, vol. 83, pp. 209–216. ISSN 0010-938X.
20. KANTOR, M.M., V.V. SUDIN, V.A. BOZHENOV. Application of the slow electron diffraction method for studying stress corrosion cracking of trunk pipelines [Primeneniye metoda diffraktsii otrazhennykh elektronov dlya izucheniya korrozionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem magistralnykh truboprovodov]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 30–36. ISSN 2306-8949. (Russ.).
21. CHEN, W. An overview of near-neutral pH stress corrosion cracking in pipelines and mitigation strategies for its initiation and growth. *Corrosion*. 2016, vol. 72, no. 7, pp. 962–977. ISSN 0010-9312.
22. GLADKIKH, N.A., M.A. MALEYEVA, et al. Study of the initial stages of local dissolution of carbon steel in a chloride solution [Issledovaniya nachalnykh stadiy lokalnogo rastvoreniya uglerodisty stali v khloridnom rastvore]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2016, no. 6, pp. 17–22. ISSN 1813-7016. (Russ.).
23. MARSHAKOV, A.I., I.V. RYAKHOVSKIKH, V.E. IGNATENKO, et al. Development of inhibiting compositions aimed at preventing stress corrosion cracking of gas mains [Razrabotka ingibiruyushchikh kompozitsiy dlya predotvrashcheniya korrozionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem magistralnykh gazoprovodov]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 48–63. ISSN 2306-8949. (Russ.).
24. LU, B.T. Further study on crack growth model of buried pipelines exposed to concentrated carbonate–bicarbonate solution. *Eng. Fract. Mech.* 2014, vol. 131, pp. 296–314. ISSN 0013-7944.
25. ARABEY, A.B., I.V. RYAKHOVSKIKH, A.V. MELNIKOVA, et al. Technology for repair of gas mains subject to stress corrosion cracking [Tekhnologiya remonta magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korrozionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2017, no. 3, pp. 3–16. ISSN 2070-6820. (Russ.).

Закономерности развития стресс-коррозии труб магистральных газопроводов в средах с околонеутральным водородным индексом

И.В. Ряховских

ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1
E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Тезисы. В статье рассмотрены характерные сценарии коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) стальных труб в составе магистральных газопроводов (МГ), описывающие основные стадии процесса, скорости и условия их реализации. Для конструктивно различных труб диаметром 1420 мм, произведенных на заводах Германии и СССР из малоуглеродистых сталей класса прочности X70, после длительной эксплуатации в составе МГ реализован комплекс электрохимических, коррозионных, коррозионно-механических, механических, ресурсных испытаний, а также рентгеновских исследований послойной текстурной неоднородности и остаточных напряжений, металлофизических исследований микроструктуры и дислокационной субструктуры фрагментов труб. Кинетика роста вновь образованных трещин определяется уровнем остаточных технологических напряжений на поверхности стали и аспектным отношением трещин. Показано, что параметрами, характеризующими возможность роста или торможения трещин на начальных стадиях процесса, являются уровни текстурной неоднородности материала и остаточных технологических напряжений во внешних слоях стенки трубы. Фактором, способствующим релаксации напряжений в вершине трещины, является расположенная здесь зона пластической деформации. После циклических испытаний труб, моделирующих работу МГ, вблизи вершин коррозионно-механических трещин глубиной до 3 мм не установлено признаков усталостного прироста и существенных изменений дислокационной субструктуры. Однако по результатам фрактографических исследований изломов для большинства труб после циклических испытаний отмечается нарушение целостности оксидных пленок, что при доступе коррозионной среды может стимулировать рост трещин по механизму локального анодного растворения. Показано, что при статических и малоамплитудных циклических нагрузках скорость роста трещины в испытательных средах с рН, равными 5,5 и 7,0, ускоряется в присутствии компонентов грунта,

стимулирующих анодное растворения металла (сульфид-, карбонат- и фосфат-ионы). Установлено, что КРН-трещины глубиной до $0,2\delta$ (где δ – толщина стенки трубы) не оказывают существенного влияния на надежность трубопроводов, при воздействии коррозионной среды прогнозные темпы роста таких дефектов не превышают $0,3...0,4$ мм/год. Исключением являются коррозионно-механические трещины любых размеров, расположенные в сварных соединениях и по линии сплавления, которые всегда следует рассматривать как потенциально опасные и подлежащие устранению в возможно краткие сроки после обнаружения.

Ключевые слова: магистральный газопровод, стресс-коррозия, циклические испытания стальных труб, дефект, трещина, текстурная неоднородность материала, остаточные технологические напряжения, скорость развития трещины, водородный индекс.

Список литературы

1. Алимов С.В. Концепция диагностирования и ремонта магистральных газопроводов в регионах с высокой предрасположенностью к стресс-коррозии / С.В. Алимов, А.Б. Арабей, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2015. – № S2 (724). – С. 10–15.
2. Антонов В.Г. Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов: атлас / В.Г. Антонов и др.; под общ. ред. А.Б. Арабей, З. Коношински. – М.: Наука, 2006.
3. Cheng Y.F. Stress corrosion cracking of pipelines / Y.F. Cheng. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
4. MH-2-95. Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry / National Energy Board. – Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996.
5. Gamboa E. Inclined stress corrosion cracks in steel pipelines / E. Gamboa // Corrosion Engineering, Science and Technology. – 2015. – Т. 50. – № 3. – С. 191–195.
6. Sadeghi Meresht E. Failure analysis of stress corrosion cracking occurred in a gas transmission steel pipeline / E. Sadeghi Meresht, T. Shahrabi Farahani, J. Neshati // Eng. Fail. Anal. – 2011. – Т. 18. – №. 3. – С. 963–970. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2010.11.014>
7. Zaitsev A.I. Structural factors governing main gas pipeline steel stress corrosion cracking resistance / A.I. Zaitsev, I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, et al. // Metallurgist. – 2013. – Т. 57. – № 7–8. – С. 695–706.
8. Ryakhovskikh I.V. Intergranular stress corrosion cracking of steel gas pipelines in weak alkaline soil electrolytes / I.V. Ryakhovskikh, R.I. Bogdanov, V.E. Ignatenko // Eng. Fail. Anal. – 2018. – Т. 94. – С. 87–95.
9. Ряховских И.В. Комплексная методика исследования коррозионно-механических свойств малоуглеродистых низколегированных трубных сталей и оценка их стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением: дис. ... к.т.н.: 01.04.07 / И.В. Ряховских [Место защиты: Нац. исслед. ядерный ун-т]. – М., 2013. – 155 с.
10. Малкин А.И. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных газопроводов. Ч. 1: Современные представления о механизмах коррозионного растрескивания сталей в водных средах / А.И. Малкин, А.И. Маршаков, А. Б. Арабей // Коррозия: материалы, защита. – 2009. – № 10. – С. 1–15.
11. Chen W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels / W. Chen // Trends in oil and gas corrosion research and technologies. Production and transmission / A.M. El-Sherik (ed.). – 1-е изд. – Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017. – Гл. 30. – С. 707–748. – DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-101105-8.00030-9>
12. Карпов С.В. Комплексные исследования коррозионного растрескивания под напряжением на магистральных газопроводах: опыт и перспективы / С.В. Карпов, Д.И. Ширяпов, А.С. Алихашкин // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 144–154.
13. Арабей А.Б. Исследование возможности длительной эксплуатации труб с незначительными стресс-коррозионными повреждениями / А.Б. Арабей, О.Н. Мелёхин, И.В. Ряховских и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 4–11.
14. Eadie R.L. Corrosion fatigue and near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel and the effect of hydrogen sulfide / R.L. Eadie, K.E. Szklarz, R.L. Sutherby // Corrosion. – 2005. – Т. 61. – № 2. – С. 167.
15. Арабей А.Б. Влияние особенностей технологии производства труб на устойчивость к коррозионному растрескиванию под напряжением при эксплуатации магистральных газопроводов / А.Б. Арабей, Т.С. Еснев, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2012. – № 2 (673). – С. 52–54.
16. Leis B.N. Initiation of SCC on gas transmission pipelines in related cracking environments / B.N. Leis // Corrosion 96 conf., 24–29 March, Denver, Colorado. – NACE International, 1996. – Paper no. 268.
17. Perlovich Y. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes / Y. Perlovich, O. Krymskaya, M. Isaenkova, et al. // Materials Science Forum. – 2017. – Т. 879. – С. 1025–1030. – DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025).

18. Ryakhovskikh I. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment / I. Ryakhovskikh, R. Bogdanov, T. Esiev, et al. // *Proc. of Materials Science & Technology* 2014, October 12–16. – Pittsburgh, PA, USA, 2014. – Т. 1. – С. 807–814.
19. Marshakov A.I. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel / A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko, et al. // *Corrosion Science*. – 2014. – Т. 83. – С. 209–216.
20. Кантор М.М. Применение метода дифракции отраженных электронов для изучения коррозионного растрескивания под напряжением магистральных трубопроводов / М.М. Кантор, В.В. Судьин, В.А. Боженов // *Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением*. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 30–36.
21. Chen W. An overview of near-neutral pH stress corrosion cracking in pipelines and mitigation strategies for its initiation and growth / W. Chen // *Corrosion*. – 2016. – Т. 72. – № 7. – С. 962–977.
22. Гладких Н.А. Исследование начальных стадий локального растворения углеродистой стали в хлоридном растворе / Н.А. Гладких, М.А. Малеева и др. // *Коррозия: материалы, защита*. – 2016. – № 6. – С. 17–22.
23. Маршаков А.И. Разработка ингибирующих композиций для предотвращения коррозионного растрескивания под напряжением магистральных газопроводов / А.И. Маршаков, И.В. Ряховских, В.Э. Игнатенко и др. // *Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением*. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 48–63.
24. Lu B. T. Further study on crack growth model of buried pipelines exposed to concentrated carbonate–bicarbonate solution / B. T. Lu // *Eng. Fract. Mech.* – 2014. – Т. 131. – С. 296–314.
25. Арабей А.Б. Технология ремонта магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / А.Б. Арабей, Ряховских И.В., Мельникова А.В. и др. // *Наука и техника в газовой промышленности*. – 2017. – № 3. – С. 3–16.

УДК 620.194.22:622.691:[546.221.1+546.264-31]

Особенности механизма коррозионного растрескивания под напряжением металла труб в средах, содержащих сероводород и диоксид углерода

К.Б. Коницев¹, А.М. Семенов^{1*}, А.С. Чабан¹, Н.А. Лобанова¹, Р.В. Кашковский¹

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

* E-mail: AMSemenov@vniigaz.gazprom.ru

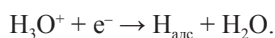
Ключевые слова: сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением, язвенная и общая коррозия углеродистой стали, парциальное давление сероводорода и диоксида углерода, скорость коррозии.

Тезисы. В статье приведены данные о развитии процессов коррозии: сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением; язвенной и общей коррозии для труб нефтегазового сортамента, применяемых в средах, содержащих H₂S и CO₂. Показано, что процесс сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением развивается при наличии растягивающих напряжений, коррозионной среды, содержащей сероводород. Неметаллические включения в микроструктуре трубных сталей способствуют образованию микротрещин и в целом развитию коррозионного растрескивания в сероводородных средах. Установлено, что процесс может развиваться даже при низких (менее 0,3 кПа) парциальных давлениях сероводорода. Выявлено, что при высоких содержаниях H₂S возникают условия для развития общей и язвенной коррозии труб.

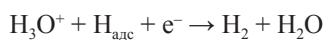
Кумулятивное воздействие на трубную сталь сероводорода и растягивающего напряжения служит основной причиной ее сульфидного коррозионного растрескивания (СКРН). Данный вид разрушения часто рассматривается исследователями как частный случай коррозионного растрескивания под напряжением [1–3].

Один из основных факторов, определяющих кинетику СКРН, – концентрация H₂S. В частности, ранее показано [2], что повышение парциального давления сероводорода (P_{H_2S}) от 0 до 0,2 МПа ускоряет рост трещин, о чем свидетельствуют в том числе и данные микроскопии (рис. 1). Другим важным фактором СКРН стали является наличие в материале неметаллических включений различного типа [4] (рис. 2).

С точки зрения электрохимии процесс СКРН инициируется продуктами катодного восстановления ионов водорода. На 1-й стадии протоны ассимилируют электроны, поступающие от реализации сопряженного анодного процесса, по реакции Фольмера:



Затем адсорбированный на поверхности трубной стали атомарный водород ($H_{адс}$) диффундирует вглубь материала (абсорбция), где он молизуется по механизмам электрохимической десорбции (реакция Гейровского)



либо химической рекомбинации (реакция Тафеля)

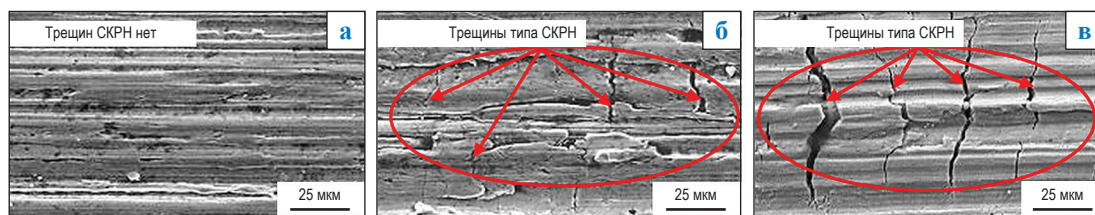


Рис. 1. Результат воздействия парциального давления сероводорода на скорость роста трещины. P_{H_2S} , МПа: а – 0; б – 0,1; в – 0,2

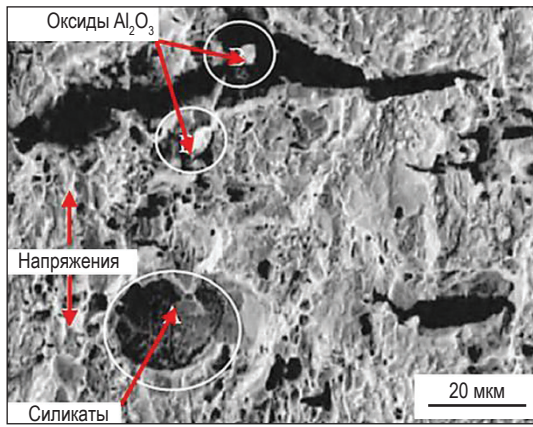
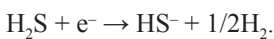


Рис. 2. Влияние неметаллических включений на процесс СКРН

Скопление молизованного водорода в ловушках кристаллической решетки, а также на границе неметаллических включений вызывает рост внутренних напряжений в стали и, как следствие, провоцирует образование в ней трещин и ее последующее разрушение (рис. 3).

В кислых средах, содержащих H_2S , указанные выше реакции стимулируются его диссоциацией, в то время как в более нейтральных электролитах ускорение катодного процесса возможно и при реализации реакции непосредственного восстановления самого H_2S , адсорбированного на стальной поверхности:

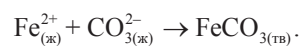


На анодных участках поверхности осуществляется многостадийный процесс окисления железа. Вначале формируется нестехиометричный сульфид железа – макинавит (FeS_{1-x}), который вследствие неполноты протекающего окисления имеет дефицит атомов

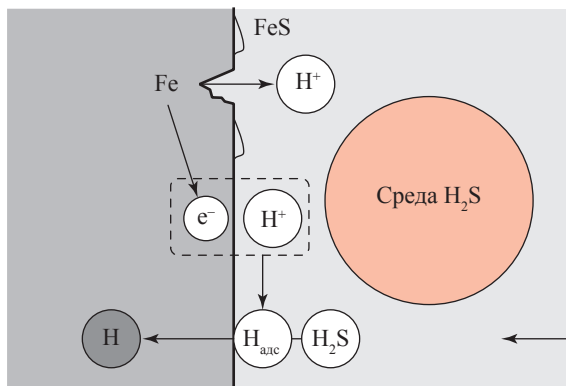
серы в структуре кристаллической решетки. По мере протекания коррозии макинавит стабилизируется за счет восполнения его структуры атомами серы: формируется стехиометричный троилит (FeS). Образование указанных форм сульфида отчетливо фиксируется в растворах температурой до $60\text{ }^\circ\text{C}$ [5]. Отметим также, что скорость коррозии в начальные моменты образования сульфидных пленок высока, что определяется слабыми защитными свойствами макинавита и троилита [6].

При температурах, превышающих $120\text{ }^\circ\text{C}$, основными продуктами коррозии уже являются сульфиды с высоким содержанием серы – пирротин (FeS_{1+x}) и пирит (FeS_2) [5]. Такие поверхностные пленки характеризуются хорошими пассивационными свойствами, о чем свидетельствует анализ спектров электрохимического импеданса корродирующей стали [6]. Пирротин и пирит эффективно замедляют диффузию реагентов к поверхности стали и, как следствие, снижают скорость коррозии. Авторам представляется, что в указанном случае именно повышенная температура стимулирует более глубокое протекание окислительного процесса.

Общепринятый механизм углекислотной коррозии связан с рядом электрохимических реакций, протекающих на поверхности стали:



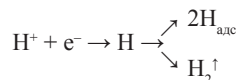
Детальные исследования электрохимии CO_2 -коррозии проведены де Вардом и Мильямсом в 1975 г. [7], а затем Грейем и его коллегами в 1990 г. [8]. В реальных условиях промышленной эксплуатации металло-



Анодная реакция:
 $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$

Реакция диссоциации:
 $H_2S \rightarrow H^+ + HS^-$;
 $2HS^- \rightarrow 2H^+ + S^{2-}$

Катодная реакция:



← Процесс диффузии атомарного водорода в сталь

Рис. 3. Электродный процесс взаимодействия сероводородсодержащей среды с металлической поверхностью

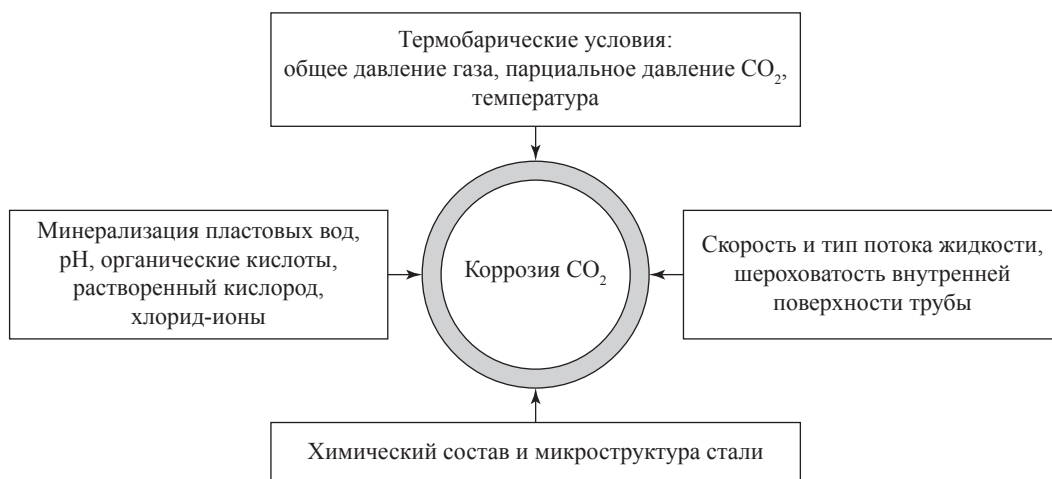


Рис. 4. Факторы процесса углекислотной коррозии

конструкций углекислотная коррозия [9] протекает в условиях разнонаправленного действия множества факторов (рис. 4). Применительно к средам нефте- и газодобычи указанные воздействия подробно проанализированы Р.В. Кашковским и К.А. Ибатуллиным [10], а также С. Несич и др. [11].

В связи с этим авторами проведена оценка влияния совместного присутствия H_2S и CO_2 на процесс СКРН трубной стали, используемой в составе технологических систем на действующих месторождениях ПАО «Газпром».

Материалы и методика эксперимента

Для проведения исследований использована сталь насосно-компрессорных труб (НКТ) диаметром 88,9 мм при толщине стенки 7,34 мм, извлеченных из скважины Астраханского газоконденсатного месторождения (АГКМ). Термобарические параметры эксплуатации скважины, МПа: пластовое давление – 41; $P_{H_2S} = 11,07$; парциальное давление диоксида углерода $P_{CO_2} = 5,74$. Отношение P_{CO_2} к P_{H_2S} составляет 0,5.

Совместное воздействие H_2S и CO_2 на металл исследовано на сварных прямошовных трубах наружным диаметром 711 мм из углеродистой стали класса прочности X65, которые планировались для эксплуатации на месторождении им. В. Филановского в Каспийском море. P_{H_2S} и P_{CO_2} варьировали в диапазонах 0,175...2,2 и 337...495 кПа соответственно. Коррозионные испытания на стойкость металла труб проводили в соответствии с требованиями стандартов ANSI/NACE TM0177-2016, ГОСТ Р 9.905, СТО Газпром 9.3-011-2009,

СТО Газпром 9.3-007-2010 и Руководства по прогнозированию углекислотной коррозии в нефтегазовой отрасли NFE/KR/E-2009/003.

Результаты и обсуждение эксперимента

Визуально-измерительный контроль (ВИК) НКТ, извлеченных из скважины АГКМ, показал, что на наружных и внутренних поверхностях труб имеются коррозионные поражения язвенного типа с утонением стенки НКТ до 1,8 мм. В отдельных местах НКТ имеются сквозные коррозионные поражения, наличие которых подтвердилось результатами металлографических исследований (рис. 5).

В табл. 1 приведены результаты испытаний на сопротивление СКРН металла НКТ методом осевой постоянно действующей растягивающей нагрузки (см. ANSI/NACE TM0177-2016, метод А, раствор А).

Анализ результатов испытаний на сопротивление СКРН показал стойкость металла НКТ к этому виду коррозии даже после длительной эксплуатации (более 15 лет) в условиях АГКМ.

Испытания на сопротивление металла НКТ углекислотной коррозии проводили в автоклавных установках без и в присутствии ингибитора коррозии, коррозионный электролит при этом имитировал пластовую воду АГКМ (табл. 2). В качестве ингибитора коррозии использовали 15%-ный раствор товарной формы ингибитора коррозии Додиген 4482-1 в дизельном топливе. Продолжительность испытаний составила 120 ч, термобарические условия были аналогичными условиям работы эксплуатационной скважины: $P_{CO_2}/P_{H_2S} = 0,5$;

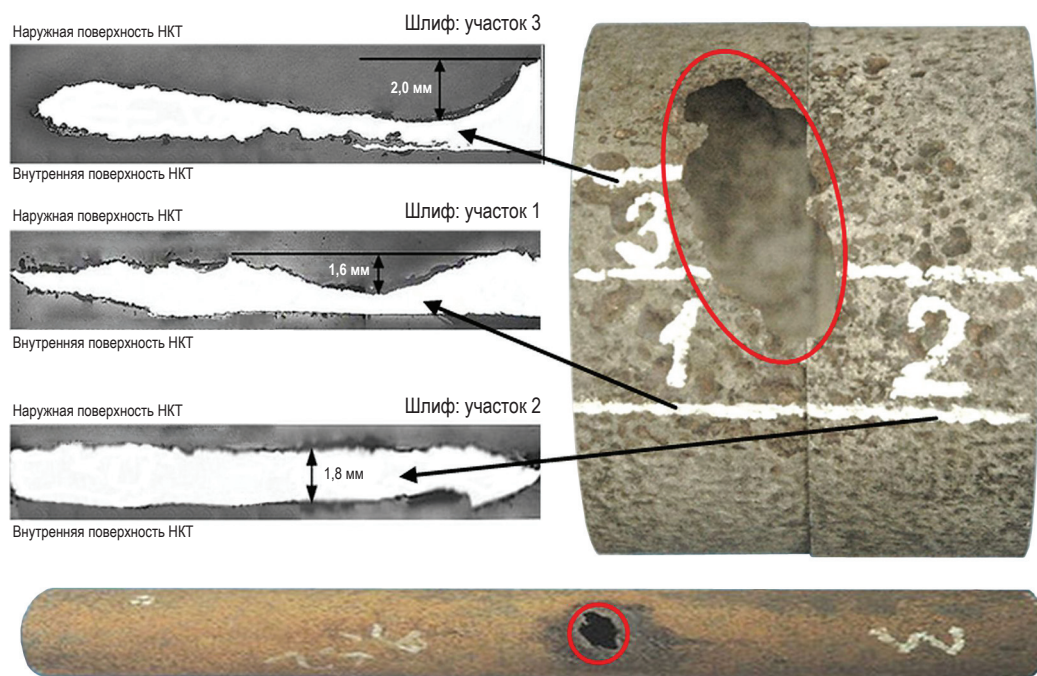


Рис. 5. Результаты ВИК (справа и снизу) и металлографических (слева) исследований НКТ

температура $t = 98 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$. Результаты определения скорости коррозии металла НКТ в пластовой воде АГКМ без и с добавкой ингибитора коррозии приведены в табл. 3.

Анализ результатов автоклавных испытаний на стойкость стали к общей коррозии в пластовой воде АГКМ, содержащей H_2S и CO_2 , показал, что скорость коррозии металла НКТ, измеренная гравиметрически, достаточно велика и превышает 0,5 мм/год. Воздействие ингибитора оказывало сильное влияние на скорость растворения трубной стали, снижая ее значение на порядок – до 0,05 мм/год.

Таким образом, металл НКТ при воздействии сероводорода демонстрирует высокую стойкость к СКРН. Однако совместное присутствие H_2S и CO_2 значительно усиливает коррозионное разрушение стали. Использование ингибиторной защиты в последнем случае оказывается весьма эффективным методом противокоррозионной защиты, поскольку позволяет на 90 % снизить скорость растворения стали.

Оценка коррозионной агрессивности сред, содержащих H_2S и CO_2 , особенно актуальна для новых объектов добычи газа, поскольку позволяет прогнозировать эксплуатационный ресурс промысловых трубопроводных систем.

Таблица 1
Результаты испытаний металла НКТ на стойкость к СКРН

Образец размером	рН после испытаний	Время до разрушения, ч
88,9×7,34 мм	3,86	> 720
	3,84	> 720
	3,84	> 720

Таблица 2
Ионный состав пластовой воды (рН 6,49) АГКМ, мг/дм³

Общая минерализация	Cl ⁻	Ca ²⁺	Mg ²⁺	Na ⁺	K ⁺
78480	43771,50	1380	192	28750	604,5

Таблица 3
Усредненная скорость коррозии (К) металла НКТ в пластовой воде АГКМ, показанная в разных единицах измерения

Среда	г/(м ² ·ч)	мм/год
Пластовая вода	0,471	0,58
	0,562	
Пластовая вода в присутствии ингибитора коррозии	0,039	0,05
	0,042	
	0,038	
	0,044	

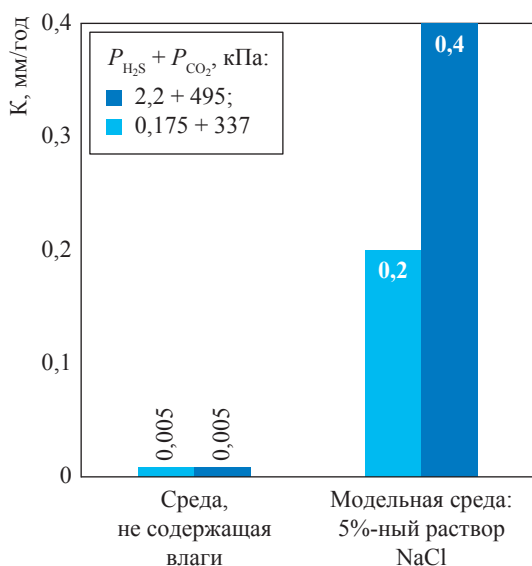


Рис. 6. Результаты коррозионных испытаний трубной стали в условиях месторождения им. Филановского

Таблица 4

Оценка вероятности развития коррозии на внутренней поверхности труб в среде, содержащей CO_2 ; $K_{факт}$ – фактическая, экспериментально установленная скорость коррозии

$K_{факт}/K_{доп}$	Вероятность развития коррозии	Эксплуатационный ресурс трубопроводной системы
$\leq 0,05$	Пренебрежимо мала	Эксплуатация без разрушений с превышением срока
2,0...4,0	Средняя	Без применения специальных средств противокоррозионной защиты снижение срока эксплуатации на 25 % по сравнению с проектным

В связи с этим проведены исследования коррозионной стойкости трубной стали в средах, моделирующих условия месторождения им. Филановского (рис. 6).

Сопоставление коррозионных условий месторождения им. Филановского (см. рис. 6) с диаграммой, приведенной в ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2:2015, показало, что при $P_{H_2S} = 0,175$ кПа трубная сталь находится в нулевой (иммунной) области. Другими словами, в таких условиях сероводород практически не оказывает влияния на эксплуатационный ресурс трубопровода.

Однако экспериментальная оценка скорости коррозии в 5%-ном растворе NaCl, содержащем H_2S и CO_2 , свидетельствует о том, что даже незначительные количества H_2S способны усилить ее до 0,2 мм/год. Дальнейшее повышение содержания кислых газов прогрессирующе ускоряет коррозию углеродистой стали во влажной среде. Лишь только в условиях полного отсутствия влаги в среде скорость коррозии углеродистой стали снижается до незначительных величин ($K \leq 0,005$ мм/год).

В соответствии с Руководством NFE/KR/E-2009/003 авторами проведена вероятностная оценка эксплуатационного ресурса трубопроводной системы в изученных средах с учетом положения СТО Газпром 9.3-011-2011, определяющего допустимую скорость коррозии ($K_{доп}$) не более 0,1 мм/год (табл. 4).

Таким образом, влажная коррозионная среда, содержащая диоксид углерода при $P_{H_2S} = 492$ кПа и сероводород при $P_{CO_2} = 2,2$ кПа, является очень агрессивной, а срок эксплуатации трубопровода при этом может уменьшиться на четверть по сравнению с расчетными значениями в отсутствие противокоррозионных мероприятий.

Полученные результаты показывают, что актуальным направлением дальнейших исследований является оценка коррозионной агрессивности сред с малыми парциальными давлениями H_2S .

Установлено, что коррозионные среды, содержащие сероводород, могут инициировать разрушение металла труб за счет развития процесса СКРН. Среда, содержащая диоксид углерода, стимулируют общую и язвенную коррозию углеродистой стали НКТ.

Небольшие количества H_2S ($P_{H_2S} < 0,3$ кПа) способны значительно усилить скорость коррозии в средах, содержащих также диоксид углерода.

Совместное воздействие на металл НКТ H_2S и CO_2 требует дополнительных мер противокоррозионной защиты. В частности, эффективное торможение общей коррозии достигается путем ингибирования коррозионной среды.

Список литературы

1. Ерехинский Б.А. Разработка отечественных высокопрочных труб нефтяного сортамента, стойких в средах, содержащих сероводород / Б.А. Ерехинский, В.И. Чернухин, А.Б. Арабей и др. // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья. – 2016. – № 4. – С. 41–46.
2. Семенов А.М. Проблемы сероводородной коррозии стальных труб в присутствии CO₂: обзор / А.М. Семенов // Труды XXII Международной научно-практической конференции «Трубы 2016»: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2016. – Ч. 1. – С. 143–148.
3. Вилиюлин И.И. Модели коррозионного износа / И.И. Вилиюлин, Р.Р. Кантюков и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2015. – № 1 (61). – С. 57–67.
4. Liu Z. Electrochemical and sulfide stress corrosion cracking behaviors of tubing steels in a H₂S/CO₂ annular environment / Zhi-yong Liu, Cuiwei Du, et al. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – Т. 3. – № 4. – С. 1279–1287.
5. Shi F. Polymorphous FeS corrosion products of pipeline steel under highly sour conditions / F. Shi, L. Zhanga, J. Yangb, et al. // Corrosion Science. – 2016. – № 102. – С. 103–113.
6. Kashkovskiy R. Application of electrochemical impedance spectroscopy to study hydrogen sulphide corrosion of steel and its inhibition: a review / R. Kashkovskiy, K. Strelnikova, A. Fedotova // Corrosion Engineering, Science and Technology. – 2019. – Т. 54. – № 6. – С. 493–515.
7. Waard C., de. Carbonic acid corrosion of steel / C. de Waard, D.E. Milliams // Corrosion. – 1975. – Т. 31. – № 5. – С. 177–181.
8. Gray L.G.S. Effect of pH and temperature on mechanism of carbon steel corrosion by aqueous carbon dioxide / L.G.S. Gray, B.G. Anderson, M.J. Danysh, et al. // Corrosion 1990 conf. & expo. – Houston, TX: NACE, 1990. – Paper no. 40.
9. CO₂ corrosion control in oil and gas production. Design considerations: report / Institute of Materials; M.B. Kermani, L.M. Smith (eds.) // European Federation of Corrosion publications. – 1977. – № 23.
10. Кашковский Р.В. Научно-технические аспекты коррозионного разрушения промышленных металлоконструкций в присутствии углекислого газа: обзор / Р.В. Кашковский, К.А. Ибагуллин // Коррозия: материалы, защита. – 2016. – № 11. – С. 1–15.
11. Nescic S. An open source mechanistic model for CO₂/H₂S corrosion of carbon steel / S. Nescic, H. Li, J. Huang, et al. // Corrosion 2009 conf. & expo. – Houston, TX: NACE, 2009. – Paper no. 09572.

Specifics of pipe metal stress corrosion within the media containing H₂S and CO₂

K.B. Konishev¹, A.M. Semenov^{1*}, A.S. Chaban¹, N.A. Lobanova¹, R.V. Kashkovskiy¹

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

* E-mail: AMSemenov@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. This article reveals data on evolution of corrosive processes, namely: the sulfide stress-corrosion cracking (SSCC), pit and general corrosion for the oil-gas-well tubing applied within the H₂S-and-CO₂-containing media. Authors show that SSCC develops in presence of tension stresses, a corrosive medium containing hydrogen sulfide, and nonmetallic micro inclusions in the structure of a pipe steel. It is ascertained that the SSCC can develop even at low partial pressures of H₂S (less than 0,3 kPa). In case of high H₂S concentrations and unsuitable protective measures against the carbon dioxide attack there are conditions provoking general and pit corrosion of pipes.

Keywords: sulfide stress-corrosion cracking, pit and general corrosion of carbon steel, partial pressure of hydrogen sulfide and carbon dioxide, corrosion rates.

References

1. YEREKHINSKIY, B.A., V.I. CHERNUKHIN, A.B. ARABEY, et al. Development of extra-strong H₂S-resistant domestic oil-well tubing [Razrabotka otechestvennykh vysokoprochnykh trub neftyanogo sortamenta, stoykikh v sredakh, soderzhashchikh serovodorod]. *Transport i Khraneniye Nefteproduktov i Uglevodorodnogo Syr'ya*. 2016, no. 4, pp. 41–46. ISSN 0131-4270. (Russ.).

2. SEMENOV, A.M. Challenges of the hydrogen-sulfide corrosion of steel pipes in presence of CO₂ [Problemy serovodorodnoy korrozii stalnykh trub v prisutstvii CO₂]: review. In: *Proc. of the XXII International Technology and Application conf. "Pipes 2016"*. Chelyabinsk, Russia: RosNITI, 2016, pt. 1, pp. 143–148. (Russ.).
3. VILYULIN, I.I., R.R. KANTYUKOV, et al. Patterns of corrosive wear [Modeli korroziionnogo iznosa]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2015, no. 1(61), pp. 57–67. ISSN 2070-6820. (Russ.).
4. LIU, Zhi-yong, Cuiwei DU, et al. Electrochemical and sulfide stress corrosion cracking behaviors of tubing steels in a H₂S/CO₂ annular environment. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, vol. 3, no. 4, pp. 1279–1287. ISSN 1059-9495.
5. SHI, F., L. ZHANGA, J. YANGB, et al. Polymorphous FeS corrosion products of pipeline steel under highly sour conditions. *Corrosion Science*. 2016, no. 102, pp. 103–113. ISSN 0010-938X.
6. KASHKOVSKIY, R., K. STRELNKOVA, A. FEDOTOVA. Application of electrochemical impedance spectroscopy to study hydrogen sulphide corrosion of steel and its inhibition: a review. *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2019, vol. 54, no. 6, pp. 493–515. ISSN 1478-422X.
7. WAARD, C., de & D.E. MILLIAMS. Carbonic acid corrosion of steel. *Corrosion*. 1975, vol. 31, no. 5, pp. 177–181. ISSN 0010-9312.
8. GRAY, L.G.S., B.G. ANDERSON, M.J. DANYSH, et al. Effect of pH and temperature on mechanism of carbon steel corrosion by aqueous carbon dioxide. In: *Corrosion 1990 conf. & expo*. Houston, TX: NACE, 1990, paper no. 40.
9. KERMANI, M.B., L.M. SMITH (eds.). CO₂ corrosion control in oil and gas production. Design Considerations: report. INSTITUTE OF MATERIALS. *European Federation of Corrosion publications*. 1977, no. 23.
10. KASHKOVSKIY, R.V., K.A. IBATULLIN. Scientific and engineering view on corrosive failure of field metallic structures subject to carbon dioxide [Nauchno-tekhnicheskiye aspekty korroziionnogo razrusheniya promyslovykh metallokonstruktsiy v prisutstvii uglekislogo gaza]: review. *Korroziya: Materialy, Zashchita*. 2016, no. 11, pp. 1–15. (Russ.).
11. NESIC, S., H. LI, J. HUANG, et al. An open source mechanistic model for CO₂/H₂S corrosion of carbon steel. In: *Corrosion 2009 conf. & expo*. Houston, TX: NACE, 2009, paper no. 09572.

УДК 620.193

Влияние переменного тока на коррозионное растрескивание под напряжением трубной стали X70 в нейтральных средах

Т.А. Ненашева^{1*}, А.И. Маршаков¹, В.Э. Игнатенко¹

¹ ФГБУН «Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина Российской академии наук (ИФХЭ РАН)», Российская Федерация, 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 31, к. 4

* E-mail: tnenasheva@inbox.ru

Тезисы. Переменный ток ускоряет коррозионное растрескивание трубной стали X70 в электролитах различного состава: 3,5%-ном растворе NaCl (pH 7), цитратном буфере (pH 5,5), смеси раствора NS4 с боратным буфером (pH 7). Возрастание скорости роста трещины при статической нагрузке и ухудшение трещиностойкости стали при медленном растяжении образца с постоянной скоростью (SSRT-испытания) коррелируют с увеличением скорости коррозии металла.

Ключевые слова: трубная сталь, коррозионное растрескивание под напряжением, переменный ток.

Негативное влияние переменного тока (далее – АС) промышленной частоты на коррозию подземных и подводных стальных конструкций давно известно¹. Ранее установлено, что АС значительно ускоряет коррозию углеродистой стали в 3,5%-ном растворе NaCl [1, 2]. В ряде исследований [3–5] показано, что под действием АС увеличивается склонность трубной стали к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН). В связи с этим авторами экспериментально изучено влияние АС на общую трещиностойкость трубной стали X70 и скорость роста коррозионной трещины при статической нагрузке в средах, моделирующих природные электролиты (грунтовые электролиты и морскую воду).

Методика эксперимента

В качестве рабочих и вспомогательных электродов использовались образцы из стали класса прочности X70 (предел текучести $\sigma_{0,2} = 538$ МПа, предел прочности $\sigma_b = 622$ МПа), вырезанные из трубы типоразмера $\varnothing 1420 \times 18,7$ мм производства Харцызского трубного завода (табл. 1), и стали 08кп [1].

Таблица 1

Химический состав трубной стали X70, % масс.

C	Mn	Si	Cr	Nb	Cu	Mo	V	S	P	Al	Ti
0,1	1,6	0,33	0,03	0,05	0,018	0,03	0,005	0,006	0,03	0,035	0,01

В качестве рабочих электролитов использовали:

- 3,5%-ный (масс.) раствор NaCl, моделирующий морскую воду;
- цитратный буфер (ЦБ) (молярная концентрация: 0,08М $C_6H_8O_7$ + 0,1М KCl + 0,0416М NaOH; pH = 5,5), который имитирует слабокислый грунтовый электролит [6, 7];
- смесь синтетического грунтового электролита NS4 (молярная концентрация: 0,0016М KCl + 0,0058М $NaHCO_3$ + 0,0016М $CaCl_2$ + 0,0011М $MgSO_4$) и боратного буфера (ББ) (молярная концентрация: 0,1М H_3BO_3 + 0,008М $Na_2B_4O_7$; pH = 7).

Все растворы готовили из особо чистых реактивов на дистилляте. Опыты проводили при комнатной температуре (20 ± 2 °С) и свободном доступе кислорода.

¹ См. CEN/TS 15280:2006. Evaluation of a.c. corrosion likelihood of buried pipelines – Application to cathodically protected pipelines: Technical Specification, а также Инструкция по защите от коррозии подземных стальных трубопроводов, расположенных в зоне действия рельсового электротранспорта на переменном токе. – М.: Стройиздат, 1972. – 126 с.

(Электродные потенциалы далее указаны относительно стандартного водородного электрода.) Влияние переменного синусоидального (50 Гц) тока на массопотери стали при потенциале коррозии (далее – АС-коррозия), рост трещины и трещиностойкость стали изучали в 3-электродных ячейках [8].

Измерение потенциала и скорости коррозии стали [2]. Скорость коррозии стали определяли гравиметрическим методом после 24 ч выдержки образцов в растворе на электродах из стали 08кп толщиной 0,2 мм с площадью рабочей поверхности 7 см².

Определение скорости внедрения водорода в сталь [10]. Скорость внедрения водорода в металл (i_p) определяли методом электрохимической десорбции водорода в ячейке Деванатхана – Стахурского [9]. Использовали мембраны из стали 08кп толщиной 0,1 мм.

Определение скорости роста трещины при постоянной нагрузке [11]. В качестве рабочих электродов использовали образцы из стали X70 с предварительно выращенной усталостной трещиной, которая служила инициатором развития трещин при коррозионных экспериментах. Габаритные размеры рабочего электрода 200×17×3 мм, вспомогательного – 10×10×3 мм. Рабочая площадь каждого из электродов составляла 1...2 см².

Скорость роста трещины (V) на рабочем электроде определяли методом измерения электросопротивления образца (R_t) [6]. Изменение R_t в зависимости от времени испытаний (τ) регистрировали микроомметром БСЗ-010-2 (точность измерений 10⁻⁸ Ом). К образцу прикладывали постоянную растягивающую нагрузку (500 кг), что при расчете коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины [7, 11] соответствует области «пласт» кривой разрушения стали X70 [7].

Определение трещиностойкости при растяжении образцов с постоянной медленной скоростью деформации (англ. slow strain

rate test, SSRT). Опыты проводились на цилиндрических образцах из стали X70 с рабочей частью диаметром 2,5 мм, изготовленных согласно ГОСТ 1497-84, с применением разрывной машины марки HYBER AB [12]. Скорость растяжения образца составляла 2·10⁻⁶ мм/с, длительность опыта – около 10...15 дней.

Относительное сужение образца (RA, %) после разрыва рассчитывали по формуле

$$RA = \frac{S_0 - S_k}{S_0} \cdot 100, \quad (1)$$

где S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца, мм²; S_k – площадь поперечного сечения образца после разрыва, мм². Учитывая значение RA при разрыве образца на воздухе (RA₀), определяли индекс КРН (I_{RA} , %):

$$I_{RA} = \frac{RA}{RA_0} \cdot 100. \quad (2)$$

Результаты и их обсуждение

Влияние переменного тока на скорость и потенциал коррозии стали. При различных значениях пикового потенциала (E_p) изучено влияние АС на скорость коррозии стали ($i_{кор}$) в растворах различного состава (табл. 2). Как видим, в отсутствие АС ($E_p = 0$) $i_{кор}$ максимальна в ЦБ, а в растворах NaCl и NS4+ББ значения $i_{кор}$ примерно равны. Ускоряющее действие АС на коррозию стали в изученных растворах различно. Так, если $E_p = 0,5$, в растворе NaCl $i_{кор}$ возрастает примерно в 10 раз, в ЦБ – в 7,4 раза, в NS4+ББ – только в 2 раза. При увеличении E_p наиболее слабое влияние АС также наблюдается в растворе NS4+ББ.

Надо отметить, что при увеличении E_p от 1 до 1,4 В скорость АС-коррозии изменяется незначительно, т.е. $i_{кор}$ стремится к некоторому предельному значению, индивидуальному в каждом из изученных растворов. Очевидно, данный эффект связан с торможением растворения стали из-за образования слоя продуктов коррозии на ее поверхности. При этом должен наблюдаться переход от общей коррозии стали к локальной [1].

Влияние АС на скорость роста коррозионной трещины. На рис. 1 видно, что в отсутствие АС рост трещины зависит от состава электролита: в хлоридном растворе $V = 3,3 \cdot 10^{-8}$ мм/с, это меньше, чем в цитратном буфере ($V = 1,1 \cdot 10^{-7}$ мм/с). Эффект, оказываемый АС на рост трещины, также зависит

Таблица 2

$i_{кор}$, А/см², при различных значениях пикового потенциала

Среда	E_p , В			
	0	0,5	1,0	1,4
Раствор NaCl	$5,55 \cdot 10^{-6}$	$5,95 \cdot 10^{-5}$	$1,0 \cdot 10^{-4}$	$1,7 \cdot 10^{-4}$
ЦБ	$2,47 \cdot 10^{-5}$	$1,96 \cdot 10^{-4}$	$6,47 \cdot 10^{-4}$	$6,84 \cdot 10^{-4}$
NS4+ББ	$5,7 \cdot 10^{-6}$	$1,16 \cdot 10^{-5}$	$2,03 \cdot 10^{-5}$	$2,3 \cdot 10^{-5}$

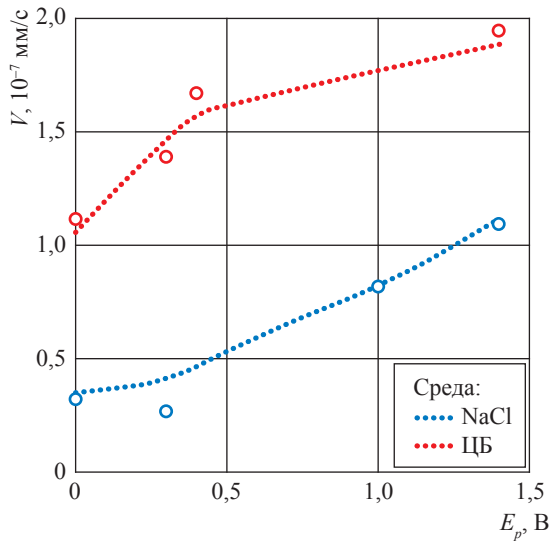


Рис. 1. Скорость роста коррозионной трещины в стали X70 при разных значениях пикового потенциала

от состава раствора. Установлено, что в растворе NaCl при малых значениях $E_p = 0,3 \text{ В}$ АС практически не влияет на V (см. рис. 1). При увеличении E_p до $1,4 \text{ В}$ значение V возрастает в три-четыре раза (до $1,1 \cdot 10^{-7} \text{ мм/с}$). В ЦБ ускорение роста трещины наблюдается даже при незначительных значениях $E_p = 0,3 \dots 0,4 \text{ В}$, но при увеличении E_p до $1,0 \dots 1,4 \text{ В}$ V возрастает менее чем в 2 раза (до $1,95 \cdot 10^{-7} \text{ мм/с}$) (см. рис. 1).

Важно отметить, что на рис. 1 приведены усредненные за период опыта значения V , а при больших значениях E_p рост

трещины со временем тормозится. Так, в ЦБ при $E_p = 1,4 \text{ В}$ трещина вначале (до 200 ч) растет быстрее, затем V снижается. При отключении АС значение V уменьшается, но остается выше ($1,4 \cdot 10^{-7} \text{ мм/с}$), чем до поляризации переменным током. Очевидно, что уменьшение V со временем связано с ростом слоя продуктов коррозии в трещине, что приводит к увеличению омической составляющей E_p и, следовательно, к уменьшению истинного значения E_p .

При длительных испытаниях потенциал коррозии ($E_{\text{кор}}$) со временем увеличивается, что, очевидно, связано с уменьшением истинного значения E_p из-за образования слоя продуктов коррозии внутри трещины, при этом V должна снижаться.

Влияние АС на трещиностойкость стали при SSRT-испытаниях. На рис. 2 показаны диаграммы растяжения образцов на воздухе, в хлоридном растворе, ЦБ, NS4+ББ без АС-поляризации и при $E_p = 0,5 \text{ В}$. Во всех изученных растворах АС уменьшает время ($\tau_{\text{раз}}$) до разрыва образцов, а также RA, соответственно, увеличивая $I_{\text{РА}}$, что свидетельствует о повышении склонности стали к КРН в условиях АС (табл. 3, см. $E_p = 0,5 \text{ В}$ на рис. 2).

Необходимо отметить, что величина $I_{\text{РА}}$, значения которой определялись в разных растворах при АС-поляризации и без нее, удовлетворительно коррелирует (коэффициент корреляции $R^2 = 0,78$) с $\tau_{\text{раз}}$ (рис. 3). Это подтверждает удовлетворительную точность определения параметров трещиностойкости стали (см. табл. 3).

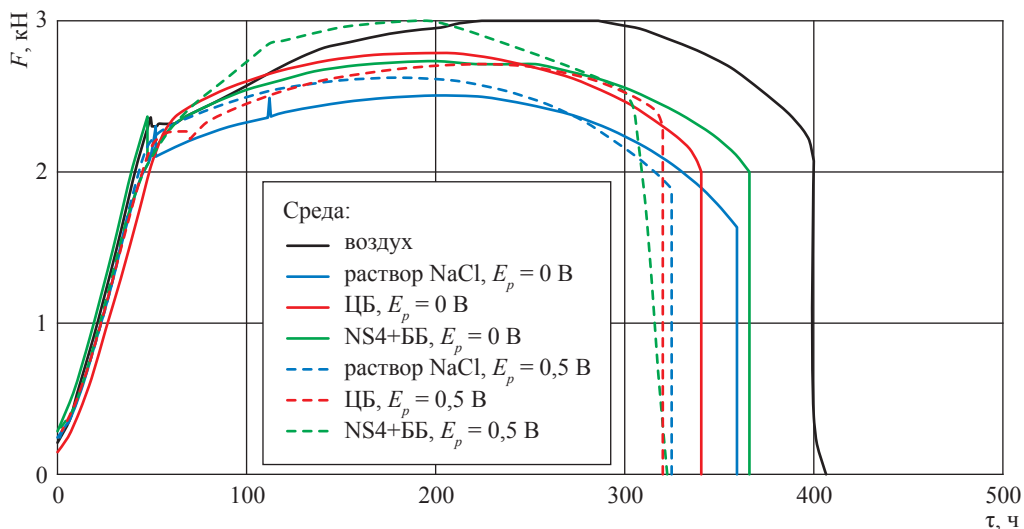


Рис. 2. Зависимость усилия растяжения образцов F от времени

Таблица 3

**Параметры трещиностойкости стали
в различных растворах, определенные
методом SSRT**

Среда	$E_{p, B}$	$\tau_{раз}, ч$	RA, %	$I_{RA}, \%$
Раствор NaCl	0	371	70	18
	0,5	342	51	40
ЦБ	0	340	53	38
	0,5	320	23	73
NS4+ББ	0	366	60	30
	0,5	322	46	47

Корреляция величин V и $i_{кор}$ в условиях АС-поляризации. Ранее установлено, что преобладающим механизмом транскристаллитного роста трещины в трубной стали X70, погруженной в ЦБ, при статической нагрузке является локальное растворение металла [7, 11]. Предполагалось, что в синтетической морской воде процесс транскристаллитного КРН трубной стали API X70 контролируется смешанным механизмом анодного растворения и водородного охрупчивания металла [13]. В связи с этим рассмотрим связь величины V с массой потерей металла при АС-коррозии стали.

В средах раствора NaCl и ЦБ гравиметрически определена зависимость V от $i_{кор}$ стали (рис. 4). Видно, что в обоих электролитах рост трещины ускоряется с увеличением массопотери металла. Поскольку АС-коррозия стали имеет преимущественно локальный характер [1], можно полагать, что рост трещины определяется локальным растворением металла. Вместе с тем нужно отметить две особенности данной связи: во-первых, в двух изученных средах зависимости V от $i_{кор}$ различны, во-вторых, эти зависимости нелинейные и в области больших значений $i_{кор}$ рост трещины с увеличением $i_{кор}$ незначительно ускоряется (см. рис. 4, ЦБ).

В ЦБ с pH = 5,5 скорость катодного выделения водорода при потенциалах вблизи коррозионного значительно выше [14], чем в хлоридном растворе с pH = 7 [1]. Скорости внедрения водорода в сталь (i_H) также заметно отличаются. Так, при потенциале коррозии i_H в ЦБ в 10 раз больше, чем в растворе NaCl, а при постоянном катодном потенциале $E = -0,75$ В – примерно в 3 раза (табл. 4).

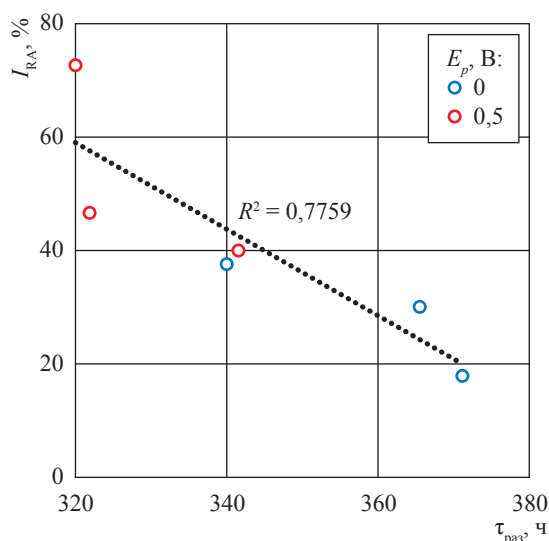


Рис. 3. Сопоставление значений I_{RA} , рассчитанных для разных сред, и $\tau_{раз}$

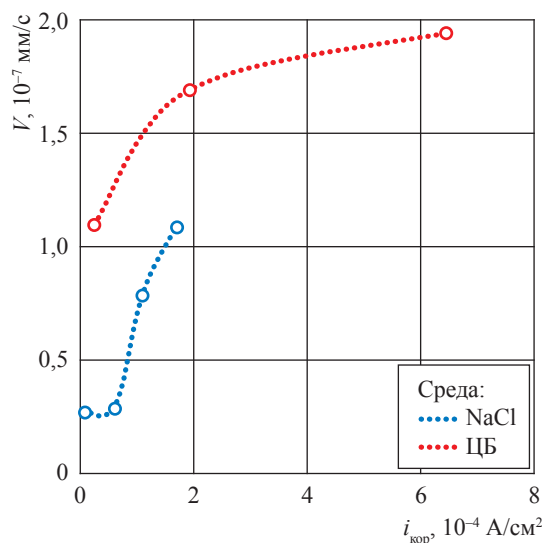


Рис. 4. Зависимость скорости роста трещины от скорости коррозии стали

Таблица 4

**$i_H, A/cm^2$, в различных средах
при потенциале коррозии и постоянном
катодном потенциале**

Среда	$E_{кор}$	$E = -0,75$ В
Раствор NaCl	$0,8 \cdot 10^{-6}$	$3,4 \cdot 10^{-6}$
ЦБ	$8,1 \cdot 10^{-6}$	$9,4 \cdot 10^{-6}$
NS4+ББ	$9,8 \cdot 10^{-6}$	$20,5 \cdot 10^{-6}$

Очевидно, что отличие значений V при АС-поляризации в ЦБ и растворе NaCl (см. рис. 4) может быть связано с наводороживанием стали. Наводороживание стали объясняет последнее действие АС, которое выражается в разнице значений V до и после АС-поляризации образца. Однако, поскольку в ЦБ преобладающий механизм роста трещины – локальное растворение металла [15], можно полагать, что абсорбированный металлом водород ускоряет локальное растворение стали и, соответственно, рост коррозионной трещины. Ускорение растворения железа и углеродистых сталей при их наводороживании (так называемое индуцируемое водородом анодное растворение) неоднократно обнаруживалось в слабокислых и рН-нейтральных электролитах [16–18].

Нелинейный характер кривых на рис. 4 может обуславливаться разными факторами, учитывая сложный механизм КРН сталей. Тем не менее наиболее очевидной причиной является образование слоя продуктов коррозии в трещине при интенсивном протекании АС-коррозии. При увеличении продолжительности опыта действие переменного тока ослабевает, что выражается в торможении роста трещины и увеличении $E_{\text{кор}}$ и связано, по-видимому, с увеличением омической составляющей в измеряемом значении E_p . Поскольку трещина является наиболее глубоким дефектом на поверхности образца, то толщина слоя продуктов коррозии должна быть в ней максимальна. Следовательно, истинное значение E_p должно быть наименьшим у вершины трещины, и в результате скорость роста трещины тормозится. При этом дно более мелких коррозионных дефектов, покрытое не столь толстым слоем продуктов коррозии, продолжает растворяться под действием АС, что обеспечивает большую массопотерю металла.

Следовательно, опасность влияния АС на рост глубоких трещин невелика. Основное негативное действие АС может быть связано с ускорением первой стадии КРН, а именно, с образованием питтингоподобных очагов коррозии, которые служат концентраторами механических напряжений [1].

Корреляция величин $I_{\text{РА}}$ и $i_{\text{кор}}$ стали. Индекс $I_{\text{РА}}$ (см. табл. 3), характеризующий склонность стали к КРН, возрастает при ускорении коррозии металла под действием АС (рис. 5, сплошная линия). Однако $i_{\text{кор}}$ не является единственным параметром, определяющим

величину $I_{\text{РА}}$. Пунктиром на рис. 5 соединены точки, показывающие значения $I_{\text{РА}}$, полученные в растворе NaCl, ЦБ и NS4+ББ в отсутствие и при АС-поляризации. Видно, что действие АС-поляризации в значительной степени зависит от состава раствора. В хлоридной среде АС существенно ускоряет коррозию стали, но при этом наблюдается самое малое увеличение $I_{\text{РА}}$. В ЦБ отмечается максимальное увеличение $i_{\text{кор}}$ и $I_{\text{РА}}$ в условиях АС-поляризации. В растворе NS4+ББ относительно небольшое увеличение $i_{\text{кор}}$ приводит к существенному возрастанию $I_{\text{РА}}$ (голубой пунктир имеет максимальный угол наклона).

Значительное возрастание $I_{\text{РА}}$ и $i_{\text{кор}}$ под действием АС в ЦБ может быть объяснено индуцируемым водородом растворением металла. Однако для NS4+ББ значение $i_{\text{Н}}$ больше, чем для ЦБ (см. табл. 4), а значение $i_{\text{кор}}$ – меньше. Следует отметить, что в NS4+ББ кроме ионов Cl^- и SO_4^{2-} – активаторов растворения железа – в относительно большом количестве (0,0058М) содержатся ионы HCO_3^- , которые могут образовывать плотный защитный слой сидерита FeCO_3 на поверхности корродирующей стали [19]. Образование такого слоя на поверхности образца, включая боковые стенки концентратора напряжений – микротрещины, уменьшает скорость коррозии. При пластической деформации металла в вершине микротрещины этот защитный слой разрушается, и растворение металла локализуется в вершине растущей трещины. Тогда при наложении АС скорость

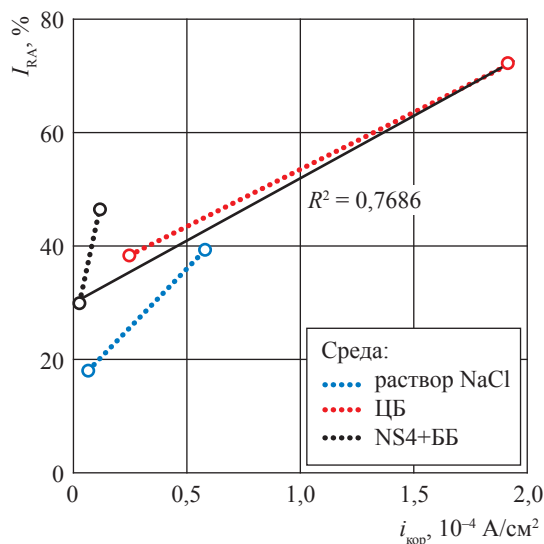


Рис. 5. Сопоставление индекса КРН и скорости коррозии стали

общей коррозии образца увеличивается незначительно, но склонность стали к КРН существенно возрастает.

Показано, что влияние состава электролита на общую трещиностойкость трубной стали должно определяться:

1) присутствием ионов-активаторов, ускоряющих растворение металла;

2) наличием ионов-пассиваторов, образующих защитный слой продуктов коррозии на поверхности металла;

3) наводороживающей способностью раствора, которая, в свою очередь, зависит от величины pH, буферной емкости раствора и присутствия промоторов абсорбции водорода.

Таким образом, АС ускоряет КРН трубной стали X70 во всех изученных электролитах. При статических механических напряжениях скорость роста коррозионной трещины максимальна в ЦБ, но она уменьшается со временем. Торможение роста трещины может быть связано с образованием слоя продуктов коррозии

внутри трещины, что приводит к уменьшению истинного значения E_p вследствие увеличения его омической составляющей. Рост трещины ускоряется с увеличением коррозионной массы потери металла и в растворе NaCl, и в ЦБ. В совокупности с ранее полученными результатами [7, 11] это свидетельствует, что рост трещины определяется скоростью растворения металла. Более быстрый рост трещины в ЦБ по сравнению с раствором NaCl объяснен ускоряющим действием абсорбированного металлом водорода на анодное растворение стали.

АС ухудшает трещиностойкость стали (уменьшает время до разрыва образцов и увеличивает индекс КРН) при растяжении металла с малой скоростью деформации. При постоянной величине пикового потенциала (0,5 В) индекс КРН зависит от состава электролита: минимальное значение наблюдается в растворе NaCl, максимальное – в ЦБ, что согласуется со скоростями коррозии стали в этих растворах. В среде NS4+ББ относительно небольшое увеличение скорости коррозии стали приводит к существенному возрастанию индекса КРН.

Список литературы

1. Маршаков А.И. Влияние переменного тока на скорость растворения углеродистой стали в хлоридном электролите. Ч. 1: Условия свободной коррозии / А.И. Маршаков, Т.А. Ненашева // Коррозия: материалы, защита. – 2016. – № 4. – С. 1–11.
2. Marshakov A.I. The effect of alternating current on the rate of dissolution of carbon steel in a chloride electrolyte. Pt. 2: Cathode potentials / A.I. Marshakov, T.A. Nenashева, E.V. Kasatkin, et al. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. – 2018. – Т. 54. – № 7. – С. 1236–1245.
3. Zhu M. Effect of AC on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in carbonate/bicarbonate solution / Min Zhu, Cuiwei Du, Xiaogang Li, et al. // Corrosion Science. – 2014. – Т. 87. – С. 224–232. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.06.028>
4. Zhu M. Effect of AC current density on stress corrosion cracking behavior of X80 pipeline steel in high pH carbonate/bicarbonate solution / Min Zhu, Cuiwei Du, Xiaogang Li, et al. // Electrochimica Acta. – 2014. – Т. 117. – С. 351–359. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.11.149>
5. Wan H. Effect of alternating current on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in near-neutral solution / Hongxia Wan, Dongdong Song, Zhiyong Liu, et al. // Journal of Natural Gas Science and Engineering. – 2017. – Т. 38. – С. 458–465.
6. Игнатенко В.Э. Влияние катодной поляризации на скорость коррозионного растрескивания трубных сталей / В.Э. Игнатенко, А.И. Маршаков, В.А. Маричев и др. // Защита металлов. – 2000. – Т. 36. – № 2. – С. 132–139.
7. Marshakov A.I. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel / A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko, R.I. Bogdanov, et al. // Corrosion Science. – 2014. – Т. 83. – С. 209–216.
8. Ненашева Т.А. Образование локальных очагов коррозии трубной стали под действием циклической знакопеременной поляризации / Т.А. Ненашева, А.И. Маршаков, И.В. Касаткина // Коррозия: материалы, защита. – 2015. – № 5. – С. 9–17.
9. Devanathan M.A.V. The mechanism of hydrogen evolution on iron in acid solutions by determination of permeation rates / M.A.V. Devanathan, Z. Stachurski // J. Electrochem. Soc. – 1964. – Т. 111. – № 5. – С. 619–623. – DOI: [10.1149/1.2426195](https://doi.org/10.1149/1.2426195).

10. Маршаков А.И. Влияние кислородсодержащих окислителей на скорость проникновения водорода через железную мембрану / А.И. Маршаков, О.В. Батищева, Ю.Н. Михайловский // *Защита металлов.* – 1989. – Т. 25. – № 6. – С. 888–896.
11. Арабей А.Б. Влияние состава коррозионной среды на скорость роста трещины в трубной стали X70 / А.Б. Арабей, Р.И. Богданов, В.Э. Игнатенко и др. // *Физикохимия поверхности и защита материалов.* – 2011. – Т. 47. – № 2. – С. 208–217.
12. Игнатенко В.Э. Применение метода SSRT для оценки влияния состава коррозионной среды на склонность трубной стали X70 к растрескиванию под напряжением / В.Э. Игнатенко, Ю.И. Кузнецов, А.Б. Арабей и др. // *Коррозия: материалы, защита.* – 2011. – Т. 9. – С. 16–25.
13. Sun F. Comparative study on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated shallow and deep sea environments / Feilong Sun, Shuai Ren, Zhong Li, et al. // *Materials Science & Engineering: A.* – 2017. – Т. 685. – С. 145–153. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.118>.
14. Маршаков А.И. Влияние атомарного водорода на анодное растворение железа в слабокислом сульфатном электролите / А.И. Маршаков, М.А. Малеева, А.А. Рыбкина и др. // *Физикохимия поверхности и защита материалов.* – 2010. – Т. 46. – № 1. – С. 36–45.
15. Богданов Р.И. Влияние состава раствора на скорость роста трещины в трубной стали X70 при статической и циклической нагрузке / Р.И. Богданов, А.И. Маршаков, В.Э. Игнатенко // *Коррозия: материалы, защита.* – 2011. – № 11. – С. 30–38.
16. Ненашева Т.А. Влияние абсорбированного металлом водорода на кинетику активного растворения стали Ст3 в средах, имитирующих «подпленочный» электролит / Т.А. Ненашева, А.И. Маршаков // *Коррозия: материалы, защита.* – 2009. – № 2. – С. 1–6.
17. Ненашева Т.А. Влияние абсорбированного сталью водорода на кинетику ее растворения в нейтральных карбонатных средах / Т.А. Ненашева, А.И. Маршаков // *Коррозия: материалы, защита.* – 2008. – № 4. – С. 10–15.
18. Ненашева Т.А. Кинетика растворения наводороженной углеродистой стали в электролитах в pH, близком к нейтральному / Т.А. Ненашева, А.И. Маршаков // *Физикохимия поверхности и защита материалов.* – 2015. – Т. 51. – № 6. – С. 664–672. – DOI: [10.7868/S0044185615040257](https://doi.org/10.7868/S0044185615040257).
19. MH-2-95. Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry / National Energy Board. – Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996.

The effect of alternating current on stress-corrosion cracking of an X70 pipeline steel in neutral solutions

T.A. Nenasheva^{1*}, A.I. Marshakov¹, V.E. Ignatenko¹

¹ Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS), Est. 31, Bld. 4, Leninskiy prospect, Moscow, 119071, Russian Federation

* E-mail: tnenasheva@inbox.ru

Abstract. The alternating current accelerates the stress-corrosion cracking of an X70-grade pipe steel in electrolytes of different composition, namely: 3,5% NaCl solution (pH 7), citrate buffer (pH 5,5), mixtures of NS4 solution with borate buffer (pH 7). Increase in crack growth rate under static load and deterioration of steel crack resistance during slow strain rate tests correlate with increase of metal corrosion rate.

Keywords: pipeline steel, stress corrosion cracking, AC-induced corrosion.

References

1. MARSHAKOV, A.I., T.A. NENASHEVA. The effect of alternating current on the rate of dissolution of carbon steel in a chloride electrolyte [Vliyaniye peremennogo toka na skorost rastvoreniya uglerodistoy stali v khloridnom elektrolite]. Pt. 1: Provisos for free corrosion [Usloviya svobodnoy korrozii]. *Korroziya: Materialy, Zashchita.* 2016, no. 4, pp. 1–11. (Russ.).
2. MARSHAKOV, A.I., T.A. NENASHEVA, E.V. KASATKIN, et al. The effect of alternating current on the rate of dissolution of carbon steel in a chloride electrolyte. Pt. 2: Cathode potentials. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces.* 2018, vol. 54, no. 7, pp. 1236–1245. ISSN 2070-2051.

3. ZHU, M., C. DU, X. LI, et al. Effect of AC on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in carbonate/bicarbonate solution. *Corrosion Science*. 2014, vol. 87, pp. 224–232. ISSN 0010-938X. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.06.028>
4. ZHU, M., C. DU, X. LI, et al. Effect of AC current density on stress corrosion cracking behavior of X80 pipeline steel in high pH carbonate/bicarbonate solution. *Electrochimica Acta*. 2014, vol. 117, pp. 351–359. ISSN 0013-4686. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.11.149>
5. WAN, H., D. SONG, Zh. LIU, et al. Effect of alternating current on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in near-neutral solution. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2017, vol. 38, pp. 458–465. ISSN 1875-5100.
6. IGNATENKO, V.E., A.I. MARSHAKOV, V.A. MARICHEV, et al. Impact of cathodization to the rates of corrosion cracking of pipe steels [Vliyaniye katodnoy polyarizatsii na skorost korrozionnogo rastreskivaniya trubnykh staley]. *Zashchita Metallov*. 2000, vol. 36, no. 2, pp. 132–139. (Russ.).
7. MARSHAKOV, A.I., V.E. IGNATENKO, R.I. BOGDANOV, et al. Effect of electrolyte composition on crack growth rate in pipeline steel. *Corrosion Science*. 2014, vol. 83, pp. 209–216. ISSN 0010-938X.
8. NENASHEVA, T.A., A.I. MARSHAKOV, I.V. KASATKINA. Generation of local focuses of pipe steel corrosion subject to the cyclic alternated polyarization [Obrazovaniye lokalnykh ochagov korrozii trubnoy stali pod deystviyem tsiklicheskoj znakoperemennoy polyarizatsii]. *Korroziya: Materialy, Zashchita*. 2015, no. 5, pp. 9–17. (Russ.).
9. DEVANATHAN, M.A.V., Z. STACHURSKI. The mechanism of hydrogen evolution on iron in acid solutions by determination of permeation rates. *J. Electrochem. Soc.* 1964, vol. 111, no. 5, pp. 619–623. ISSN 0013-4651. DOI: 10.1149/1.2426195.
10. MARSHAKOV, A.I., O.V. BATISHCHEVA, Yu.N. MIKHAYLOVSKIY. Impact of the oxygeneous acidifiers to the rates of hydrogen penetration through an iron membrana [Vliyaniye kislородosoderzhashchikh oksilitekey na skorost proniknoveniya vodoroda cherez zheleznyuyu membranu]. *Zashchita Metallov*. 1989, vol. 25, no. 6, pp. 888–896. (Russ.).
11. ARABEY, A.B., R.I. BOGDANOV, V.E. IGNATENKO, et al. Effect of corrosion medium composition on rate of crack growth in X70 pipeline steel. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2011, vol. 47, no. 2, pp. 236–245. ISSN 2070-2051. DOI: 10.1134/S2070205111020031.
12. IGNATENKO, V.E., Yu.I. KUZNETSOV, A.B. ARABEY, et al. Application of the SSRT method to estimate an effect of a corrosive medium composition on the stress-cracking appetite of an X70 pipe steel [Primeneniye metoda SSRT dlya otsenki vliyaniya sostava korrozionnoy sredy na sklonnost trubnoy stali X70 k rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Korroziya: Materialy, Zashchita*. 2011, vol. 9, pp. 16–25. (Russ.).
13. SUN, F., S. REN, Zh. LI, et al. Comparative study on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated shallow and deep sea environments. *Materials Science & Engineering: A*. 2017, vol. 685, pp. 145–153. ISSN 0921-5093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.118>.
14. MARSHAKOV, A.I., M.A. MALEEVA, A.A. RYBKINA, et al. Effect of atomic hydrogen on the anodic dissolution of iron in a weakly acidic sulfate electrolyte. *Protection of metals and physical chemistry of surfaces*. 2010, vol. 46, no. 1, pp. 40–49. ISSN 2070-2051. DOI: 10.1134/S2070205110010053.
15. BOGDANOV, R.I., MARSHAKOV A.I., V.E. IGNATENKO. Effect of solution composition on crack growth rate in X70 pipeline steel under static and cyclic loading [Vliyaniye sostava rastvora na skorost rosta treshchiny v trubnoy stali X70 pri staticheskoy i tsiklicheskoj nagruzke]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2011, vol. 11, pp. 30-38. ISSN 1813-7016. (Russ.).
16. NENASHEVA, T.A., A.I. MARSHAKOV. Effect of the occluded hydrogen on kinetics of active dissolution of the St3 steel in the media simulating an “underfilm” electrolyte [Vliyaniye absorbirovannogo metallom vodoroda na kinetiku aktivnogo rastvoreniya stali St3 d sredakh, imitiruyushchikh “podplenochnyy” elektrolit]. *Korroziya: Materialy, Zashchita*. 2009, vol. 2, pp. 1–6. (Russ.).
17. NENASHEVA, T.A., A.I. MARSHAKOV. Effect of the St3-steel-occluded hydrogen on kinetics of its dissolution in the neutral carbonate media [Vliyaniye absorbirovannogo stalyu St3 vodoroda na kinetiku yeye rastvoreniya v neytralnykh karbonatnykh sredakh]. *Korroziya: Materialy, Zashchita*. 2008, vol. 4, pp. 10–15. (Russ.).
18. NENASHEVA, T.A., A.I. MARSHAKOV. Kinetics of dissolution of hydrogenated carbon steel in electrolytes with pH close to neutral. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2015, vol. 51, no. 6, pp. 1018–1026. ISSN 2070-2051. DOI: 10.1134/S2070205115040255.
19. NATIONAL ENERGY BOARD. *Report of public inquiry concerning stress corrosion cracking on Canadian oil and gas pipelines: report of the inquiry*. Calgary, Alberta, Canada: NEB, 1996, MH-2-95.

УДК 004.94:[620.194.22:622.691.4.053]

Информационно-аналитическая система прогнозирования аварийно опасных стресс-коррозионных участков магистральных газопроводов и планирования их капитального ремонта

А.Б. Арабей¹, А.В. Шипилов¹, И.В. Ряховских², Л.В. Власова^{2*}, А.Н. Кузнецов³, С.В. Коваленко³, В.А. Бабушкин⁴, Д.В. Косачев⁴

¹ ПАО «Газпром», Российская Федерация, 190900, г. Санкт-Петербург, BOX 1255

² ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

³ ООО «Газпром газнадзор», Российская Федерация, 117418, г. Москва, ул. Новочеремушкинская, д. 65

⁴ ООО «Газпром трансгаз Югорск», Российская Федерация, 628260, Ханты-Мансийский АО, Тюменская обл., г. Югорск, ул. Мира, д. 15

* E-mail: L_Vlasova@vniigaz.gazprom.ru

Тезисы. В период с 2013-го по 2016 г. восемь из девяти аварий по причине коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) произошли из-за развития трещин вблизи заводского сварного шва труб. Известно, что зоны продольных заводских и кольцевых монтажных швов для магнитных внутритрубных дефектоскопов являются проблемными в части выявления и идентификации трещин, расположенных по линии сплавления основного металла и сварного соединения. Это обстоятельство является серьезным препятствием для предупреждения аварий магистральных газопроводов (МГ) и делает актуальными камеральные бесшурфовочные методы прогнозирования потенциально опасных в отношении КРН участков МГ. Кроме того, выявление и идентификация дефектов КРН глубиной менее 10...15 % от толщины стенки трубы с помощью внутритрубной дефектоскопии (ВТД) недостаточно достоверны, вместе с тем в ходе капитального ремонта МГ отбраковка подвергаются все трубы со стресс-коррозией, без ограничений по глубине трещин. Установлено, что доля труб с КРН-дефектами в среднем составляет 57...62 %, из них на 52...54 % труб дефекты не обнаруживаются посредством ВТД из-за их малой глубины.

Решена актуальная задача создания достоверной модели прогнозирования аварийно опасных в отношении КРН участков МГ, обеспечивающей возможность последующей оценки объема отбраковки труб со стресс-коррозионными дефектами и эффективного использования финансовых ресурсов на техническое обслуживание и ремонт МГ. Представлены результаты создания на базе ООО «Газпром трансгаз Югорск» методологической основы и ее прототипирования в рамках информационно-аналитической системы, использующей элементы геопространственного анализа данных, теории распознавания образов и искусственных нейронных сетей.

Ключевые слова: магистральный газопровод, стресс-коррозионные участки, коррозионное растрескивание под напряжением, система ремонта, планирование.

Общий износ магистральных газопроводов (МГ) [1], большинство из которых построены в 1980-х гг., и современные внешнеэкономические вызовы на первый план выводят для ПАО «Газпром» задачи планирования и рационального распределения финансовых средств, предназначенных для технического диагностирования (ТД) и капитального ремонта (КР) МГ. Особую остроту проблема планирования объемов замены труб приобрела в газотранспортных обществах, эксплуатирующих МГ, подверженных КРН. Средняя точность прогнозирования доли труб, требующих вырезки при КР МГ по причине КРН, составляет 36...56 %, по данным внутритрубного технического диагностирования (ВТД) и результатам ТД в шурфах. Это значит, что при необходимости закупки труб при КР, например, в процессе сплошной переизоляции МГ, фактическое количество труб, требующих вырезки, может отличаться в два-три раза как в большую, так и в меньшую стороны. На сегодняшний день планирование КР участков МГ и прогнозирование количества подлежащих замене труб с дефектами КРН осуществляются на основе данных ВТД, а результаты означенных прогнозов не всегда обладают необходимой точностью [2].

Таблица 1

Результаты отбраковки труб при КР МГ

Показатель	ООО «Газпром трансгаз Чайковский»	ООО «Газпром трансгаз Ухта»	ООО «Газпром трансгаз Югорск»
Доля труб с КРН-дефектами в общем количестве обследованных труб, %	57*	62	59
Доля труб с КРН-дефектами глубиной менее 0,1t в общем количестве труб на обследованном участке (в количестве труб с КРН-дефектами), %	52* (92)	53 (86)	54 (92)

* По результатам неразрушающего контроля (НК) технологических трубопроводов КС.

Основной причиной существенных отличий прогнозируемого по данным ВТД количества труб, требующих вырезки по причине КРН, от фактического количества вырезанных дефектных труб согласно данным диагностического сопровождения КР являются чрезмерно консервативные требования нормативной документации¹ по отбраковке и ремонту труб, в частности, устанавливающей необходимость вырезки всех труб с КРН глубиной более 0,3 мм, в то время как ГОСТ Р 55999-2014 «Внутритрубное техническое диагностирование газопроводов. Общие требования» определяет значение пороговой величины обнаружения КРН-трещин на уровне 0,15 толщины стенки трубы (t), что для самых распространенных в составе МГ труб условным диаметром (Ду) 1400 мм при $t = 15,7$ мм составляет около 2,3 мм. Результаты анализа данных о стресс-коррозионных повреждениях труб, выявленных за последние 5 лет при диагностическом сопровождении КР линейной части (ЛЧ) МГ и технологических трубопроводов компрессорных станций (КС) ООО «Газпром трансгаз Чайковский», ООО «Газпром трансгаз Ухта», ООО «Газпром трансгаз Югорск» [3–6], представлены в табл. 1.

Данные табл. 1 свидетельствуют, что примерно 52...54 % труб не могут быть выявлены при ВТД и учтены при планировании КР, однако потребуют вырезки на этапе диагностического сопровождения КР. По этой причине число вырезаемых из-за КРН труб на участках МГ существенно превосходит запланированное по данным ВТД [5].

Анализ актов расследований аварий МГ, обследованных ВТД с применением магнитных снарядов-дефектоскопов, показывает

тенденцию роста числа отказов и аварий в результате пропуска КРН в околошовных зонах. В частности, сравнение данных ВТД и НК труб при КР [4, 5] показало, что часть глубоких (0,2t и более) стресс-коррозионных трещин, потенциально опасных с точки зрения возможной аварии, не была выявлена или правильно идентифицирована по результатам ВТД. Это подтверждает наличие в ряде случаев отклонений фактических параметров обнаружения, чувствительности и точности определения размеров и расположения дефектов от требований ГОСТ Р 55999-2014. В первую очередь такие отклонения наблюдаются в зонах продольных заводских и кольцевых монтажных швов; указанные области традиционно являются проблемными в части выявления и идентификации трещин для магнитных внутритрубных дефектоскопов.

С точки зрения повышения обоснованности, надежности и точности прогнозов и последующего планирования КР стресс-коррозионно опасных участков МГ с целью эффективного предотвращения (минимизации) аварий МГ по причине КРН актуальны разработка и алгоритмизация новой методологической базы прогнозирования. Новые методологические подходы к прогнозированию принципиально отличает комплексное использование элементов геопространственного анализа данных, теории распознавания образов, искусственных нейронных сетей (ИНС) для изучения систематизации статистических данных о КРН МГ, полученных ПАО «Газпром» и дочерними обществами за длительный период исследования.

В качестве базового предприятия для проведения исследований было выбрано ООО «Газпром трансгаз Югорск» (далее – Общество), эксплуатирующее самую протяженную сеть МГ в составе газотранспортной системы ПАО «Газпром» – более 27 тыс. км,

¹ См. Инструкция по оценке дефектов труб и соединительных деталей при ремонте и диагностировании магистральных газопроводов / ОАО «Газпром», утв. 05.09.2013. – 117 с.

расположенную на территориях Ямало-Ненецкого (ЯНАО) и Ханты-Мансийского (ХМАО) автономных округов и Свердловской области. На территории ХМАО и Свердловской области примерно половина всех аварий по-прежнему происходит из-за стресс-коррозии [4]. Указанные МГ построены в период с начала 1970-х до середины 1990-х гг. из труб большого диаметра, неоднородных по металлургическому качеству и технологии производства [7–10], изолированных преимущественно пленочными защитными покрытиями трассового нанесения, средний срок службы которых до образования первых несквозных повреждений (гофры, отслоения) в указанные годы составлял 10 лет². Перечисленные факторы впоследствии стали основной причиной повышенной поврежденности МГ Общества КРН-дефектами.

Предлагается методика прогнозирования доли труб, требующих вырезки в процессе КР из-за КРН-дефектов – как аварийно опасных, так и тех, глубина которых ниже порога чувствительности ВТД, и последующего ранжирования участков МГ по приоритетности ремонта, в том числе с применением технологии трассовой переизоляции [11] защитными покрытиями, содержащими ингибирующие композиции [12]. Методологическая основа предлагаемых подходов базируется на совокупности технических решений, позволяющих обеспечить комплексный учет накопленной с начала двухтысячных годов информации об основных факторах и условиях протекания процесса КРН МГ, которая объединена с результатами реализации корреляционной модели развития стресс-коррозионных дефектов во времени, учитывает параметры эксплуатации МГ и факторы внешней среды. Исследования на эту тему публикуются авторами статьи без малого два десятилетия [13, 14].

Методика предполагает последовательное выполнение комплекса организационно-технических мероприятий:

- сбор и систематизацию данных о поврежденности КРН и условиях эксплуатации ранее отремонтированных участков МГ Общества;
- создание геопространственной модели МГ;

- прогнозирование наличия аварийно опасных ввиду развития КРН участков МГ на основе теории распознавания образов;

- прогнозирование доли труб, подверженных КРН, при планировании КР участка МГ (за счет использования данных наземных обследований и применения ИНС).

Сбор и систематизация исходных данных

Проанализированы данные отбраковки в ходе КР труб на участках МГ протяженностью более 500 км, где по данным ТД выявлены 35450 дефектов типа КРН. По результатам статистического анализа установлено, что глубина большинства стресс-коррозионных повреждений (более 90 % от общего числа) вне зависимости от региона прокладки МГ Общества не превышает 0,1*t*. Полученные результаты согласуются с аналогичными отечественными (см. табл. 1) и зарубежными статистическими исследованиями [15]. При этом экспериментально доказано [16], что указанные повреждения не оказывают значимого влияния на эксплуатационную надежность переизолированного участка МГ в случае их пропуска при КР, но вносят наибольшую неопределенность в процесс отбраковки труб.

Для построения графика плотности распределения количества КРН-дефектов на один километр МГ наиболее статистически значимыми факторами оказались:

- технико-технологические, а именно: наружный диаметр МГ, *t*, проектное давление, расстояние от КС, конструкция изоляции, срок эксплуатации, конструкция трубы, марка стали и завод-изготовитель (при наличии достоверных данных) [4];
- природные, а именно: рельеф, водотоки наземные, тип грунта, свойства почвы, характеристики теплообмена в грунтах.

Создание геопространственной модели

Пространственные данные, представляющие собой технические характеристики газопроводов, имеют линейную координату – привязку к километражу газопровода, что позволяет определить для потенциально опасных участков протяженность и локацию (погонный километр трубопровода) на любой нитке газопровода. Цифровые модели рельефа в картографической модели позволяют проводить пространственный анализ местоположений дефектов на профиле газопровода, на участках

² См. Р Газпром 2-2.3-609-2011. Определение критериев вывода в комплексный ремонт и сроков безопасной эксплуатации технологических трубопроводов компрессорной станции.

с различными перепадами высот. Функции геопространственного анализа дают возможность рассчитать в каждой точке газопровода значения всех признаков, заложенных в модель, для последующего анализа их информативности и поиска взаимосвязей. Расчетная информационная ячейка геопространственной картографической модели имеет размер 100×100 м.

Геопространственная модель данных создавалась послойно с координатной привязкой технических характеристик МГ и природных факторов [17]. Модель позволяет определить протяженность и локацию идентичных участков МГ по результатам факторного анализа данных в среде картографической модели. Этапы факторного анализа данных в ходе геопространственного моделирования на базе геоинформационных систем (ГИС) представлены на рис. 1 и включают:

- создание картографической модели пространственных данных по слоям технических характеристик газопроводов, местоположению дефектов и аварий, природным факторам;
- установление методами геопространственного анализа значений предполагаемых факторов и их градаций в местах образования дефектов глубиной более $0,1t$;
- расчет информативности факторов влияния (на основе информационной меры Шеннона);
- формирование геопространственной модели из наиболее значимых факторов

и построение серии факторных карт с учетом весовых коэффициентов, соответствующих показателям информативности;

- сложение факторных карт (по ячейкам цифровых слоев), выделение потенциально опасных участков, ранжирование их по степени опасности, установление порогов принятия решений о способах ремонта.

Картографическая модель (рис. 2) включает следующие пространственные данные с атрибутивными характеристиками:

- местоположение газопроводов – слой разработан с использованием спутниковых снимков высокого разрешения (см. рис. 2а);
- технические характеристики газопроводов – диаметр, t , давление (проектное, рабочее), год ввода, конструкция трубы, марка стали, завод-изготовитель, изоляция;
- участки проведения КР (см. рис. 2б);
- дефекты, выявленные в ходе КР;
- КРН-аварии (см. рис. 2а);
- рельеф (цифровая модель рельефа – далее ЦМР);
- грунтовые и почвенные условия;
- показатели теплообмена в грунтах (криогенные условия), результирующими характеристиками которых являются среднегодовая температура грунта, мощность сезонного слоя промерзания-протаивания, зональность многолетнемерзлых пород (определяют специфику ряда мерзлотных процессов и явлений);

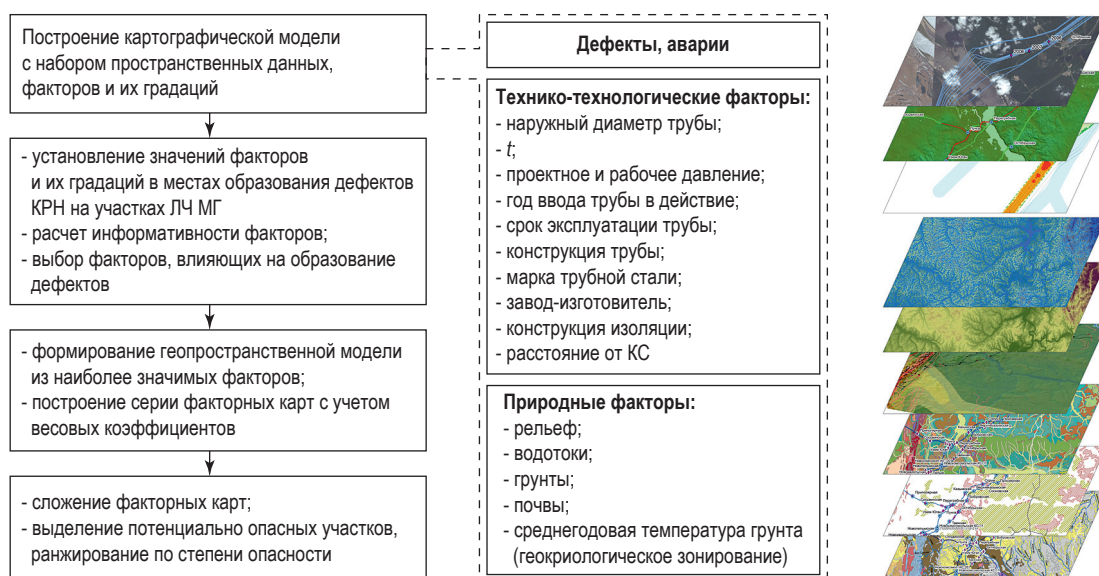


Рис. 1. Алгоритм факторного анализа данных в ходе геопространственного моделирования на базе ГИС-технологий

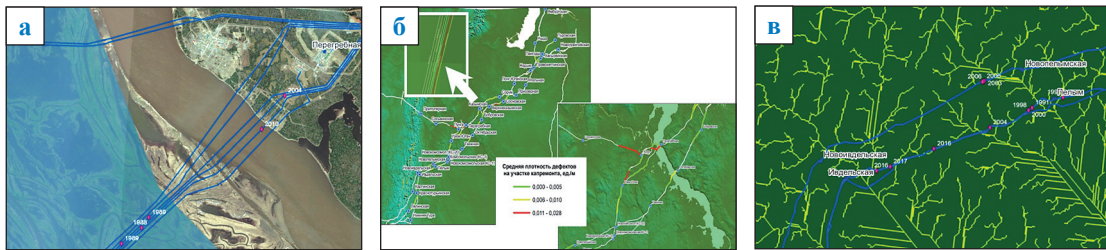


Рис. 2. Картографическая модель геопространственных данных: МГ и КРН-аварии (а); участки МГ, ранжированные по плотности КРН-дефектов (б); сеть водотоков (дренаж), рассчитанная на основе ЦМР (в)

• водотоки (дренаж) – расчетный слой, разработанный на базе ЦМР (см. рис. 2в).

Геопространственный анализ наличия условий и факторов развития стресс-коррозии выполнен по данным ТД при КРН участков ЛЧ МГ общей протяженностью более 500 км, в первую очередь, в отношении растущих КРН-дефектов глубиной более 0,1t. Важно отметить, что абсолютное число указанных повреждений варьировалось от 7 до 386 в зависимости от геопространственного положения участка МГ.

Для удобства геопространственного анализа факторов выполнялась их визуализация (рис. 3) путем наложения местоположений дефектов и аварий на построенный профиль трассы газопровода по ЦМР. Анализ распределения местоположения дефектов по профилю позволял оценивать степень влияния различных факторов.

Далее посредством корреляционного анализа наборов данных о наличии основных факторов и пространственных данных о скоплении КРН-дефектов глубиной более 0,1t для каждого участка МГ, характеризуемого постоянным значением одного фактора КРН, были получены следующие данные:

- количество дефектов внутри участка;
- протяженность участка.

Например, оценка информативности (рис. 4) фактора водотоков получена по расчетному слою дренажа (см. рис. 4а) на базе ЦМР. Преимуществом получения на базе ЦМР сети водотоков (дренажа, линий стока – тальвегов) является возможность выявления мелких водотоков, которые сложно идентифицировать по топографическим картам или спутниковым

снимкам. Аналогично проводится оценка факторов перепада высот (см. рис. 4б), грунтов (см. рис. 4в), почвы, среднегодовой температуры и др.

Информативность факторов влияния рассчитывается на основе информационной меры Шеннона, которая в оригинале имеет следующий вид:

$$J(B \rightarrow A) = \log_2 \frac{P(A|B)}{P(A)}, \quad (1)$$

где $J(B \rightarrow A)$ – частная информация о событии A , содержащаяся в событии B ; $P(A|B)$ – условная (апостериорная) вероятность соответствия заданного фактора наличию на участке МГ КРН-дефекта глубиной более 0,1t; $P(A)$ – априорная вероятность встречи фактора на протяжении исследуемого участка МГ.

Расчеты позволяют выделить наиболее информативные факторы и для каждого участка составить модель пространственных данных из факторов, характеризующих условия, влияющие на локализацию КРН-дефектов глубиной более 0,1t. В среде геопространственной модели, сформированной из факторов влияния, выполняется построение серии факторных карт с учетом весовых коэффициентов факторов влияния, которые принимаются по расчетным значениям информативности. Сложение факторных карт проводится по ячейкам цифровых слоев (рис. 5).

На основании полученной карты выделяются местоположения, наиболее вероятные для формирования дефектов глубиной более 0,1t, а также определяется протяженность идентичных участков любого МГ в коридоре (рис. 6).

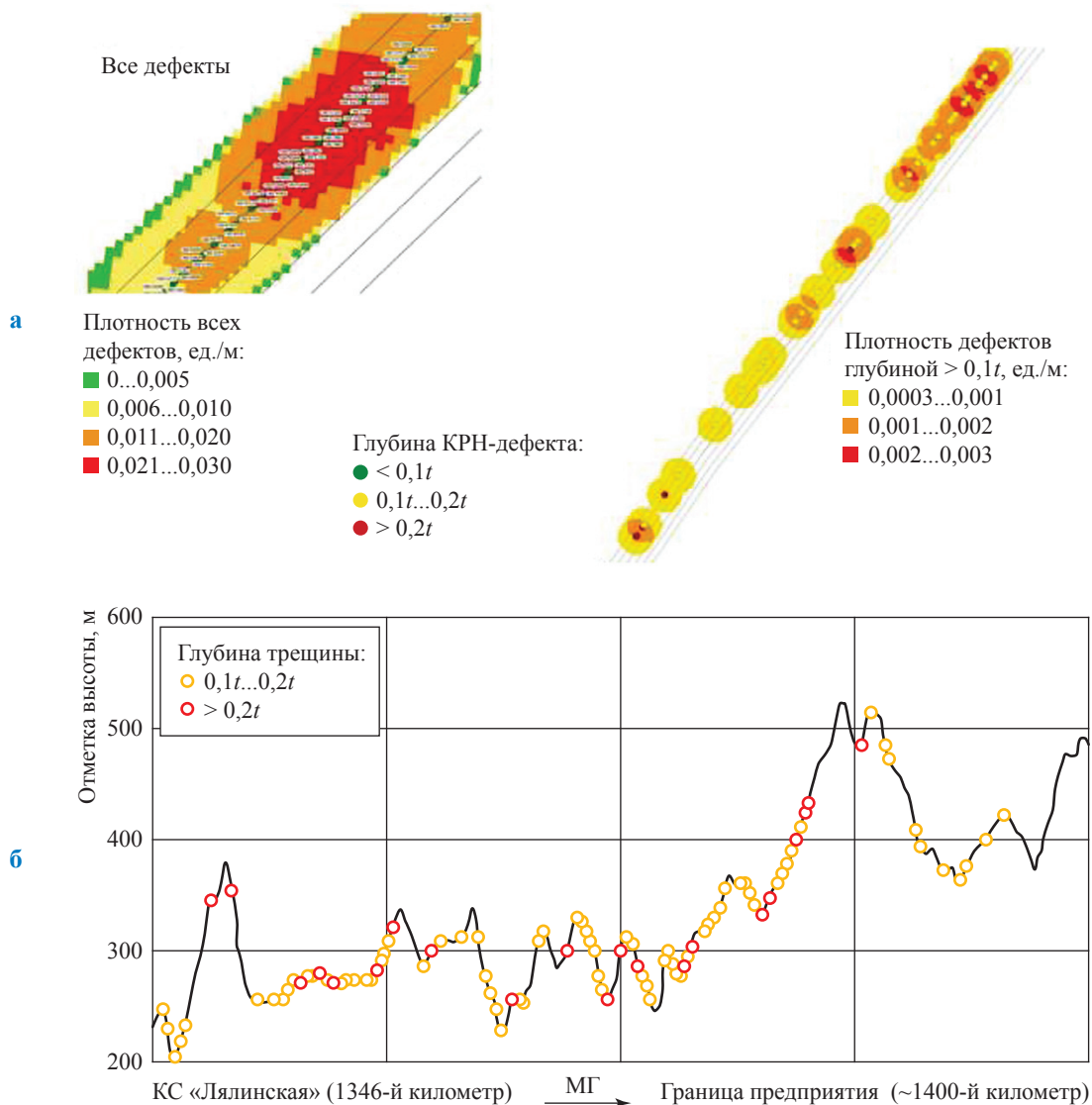


Рис. 3. Геопространственный анализ плотности распределения КРН-дефектов: локализация дефектов на схеме МГ Уренгой – Новопсков по расстоянию от КС «Лялинская» (а); анализ пространственного положения дефектов на профиле МГ (б)

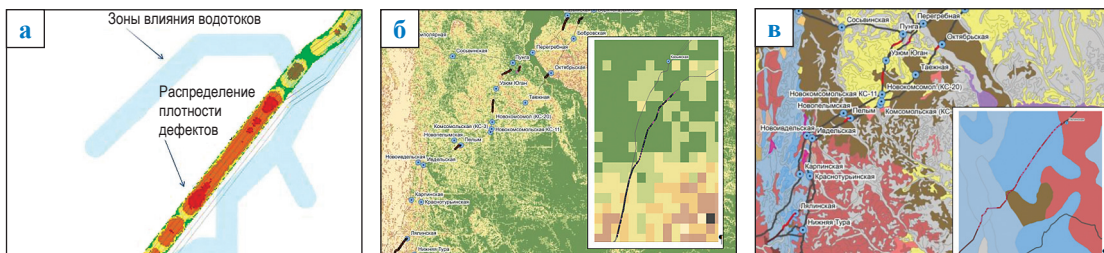


Рис. 4. Оценка информативности факторов водотока (а), перепада высот (б), грунтов (в)

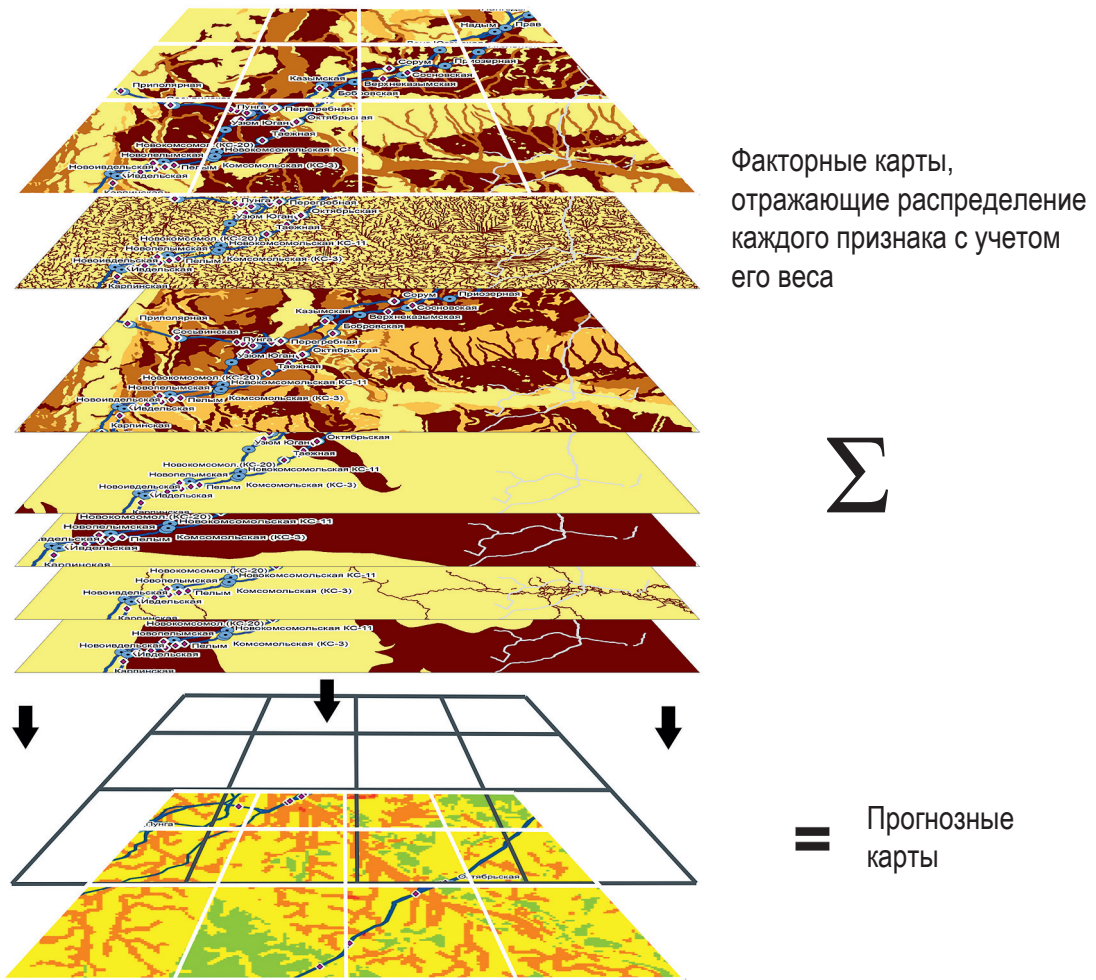


Рис. 5. Сложение факторных переклассифицированных карт (ячейка с ячейкой) и построение прогнозных карт

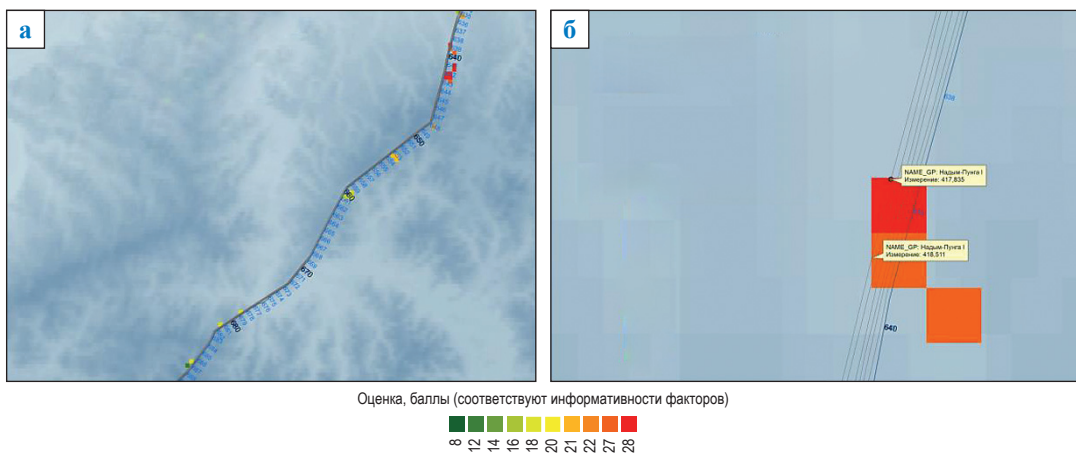


Рис. 6. Прогнозная карта местоположений, наиболее вероятных для формирования КРН-дефектов глубиной более 0,1t (а); определение протяженности идентичных участков МГ (б)

Прогнозирование наличия аварийно опасных ввиду КРН участков МГ

Прогноз участков МГ, аварийно опасных вследствие КРН, выполнялся с учетом определенных критериев [6] с применением аппарата распознавания образов и теории информации [18]. Суть подхода состоит [19] в рассмотрении объекта, выбранного наугад из совокупности принадлежащих разным категориям, но схожих между собой объектов. Для того чтобы не дублировать разные понятия, будем применять термин «категория объекта», а процесс «классификации объектов» при распознавании образов называть «категорированием».

По некоторым признакам можно с определенной достоверностью определить, к какой из категорий относится отобранный объект. Принадлежность участка МГ к аварийно опасным ввиду наличия КРН определялась с привлечением имеющихся ретроспективных данных о наличии указанного типа повреждений по данным ТД или актам расследования аварий. Категорирование участка МГ выполнялось с учетом ранее подготовленных данных при создании его геопространственной модели. В контексте поставленной задачи устанавливалась принадлежность конкретного участка МГ к одной из двух категорий:

1 (аварийно опасные) – участки МГ, на которых ранее были обнаружены стресс-коррозионные дефекты глубиной более $0,1t$;

2 – участки МГ, на которых ранее не были обнаружены стресс-коррозионные дефекты глубиной более $0,1t$.

В процессе категорирования рассматривали отвечающую полной группе несовместимых событий совокупность N признаков, каждый из которых в данной задаче являлся случайным фактором либо случайной величиной $\tilde{x}_1, \tilde{x}_2, \dots, \tilde{x}_N$. Сведения, рассматриваемые в категории случайных технико-технологических или природных факторов, определялись набором словесных характеристик, отражающих свойства этих факторов. Например, для видов грунтов это глина, суглинок, супесь, песок и т.д. С целью упрощения решения задачи непрерывные случайные величины (внутреннее давление газа, температура перекачки и др.) представлялись дискретными аналогами. Подробное математическое описание процесса отбора значимых признаков и алгоритмизации решения задачи вероятностного категорирования с учетом факторов КРН представлено ранее С.В. Коваленко и др. [20].

Для решения задачи прогнозирования наличия глубоких КРН-дефектов на конкретном участке ЛЧ эксплуатируемого МГ следует получить дополнительную информацию о признаках, характеризующих параметры технического состояния наблюдаемого объекта, путем использования геопространственной модели МГ (см. рис. 5). В рамках поставленной задачи следует отметить специфику подхода к определению условной вероятности $P(V_{ABC...}|H_i)$ события $\ddot{V}_{ABC...}$, т.е. вероятности события реализации вектора $\vec{V}_{ABC...}$ при условии извлечения информации из геопространственной модели МГ в рамках i -й категории. Для этого необходимо:

- по сведениям о признаках, имеющихся в базе данных, вычислить частотные характеристики (распределение вероятностей) по уровням каждого признака в обеих рассматриваемых категориях;
- присвоить совпадающим тестовым значениям/уровням ранее вычисленные значения вероятностей для соответствующей категории.

Полученное таким образом распределение вероятностей тестовых значений признаков для заданного участка МГ, основанное на знании распределения вероятностей ранее наблюдаемых значений признаков на соседних участках МГ, входящих в базу данных, представляет собой совокупность условных вероятностей событий реализации компонент вектора $\vec{V}_{ABC...}$. Далее для каждой категории определяем вероятность произведения двух зависимых случайных событий, т.е. вероятность реализации i -й категории умножаем на условную вероятность попадания в эту категорию компонент вектора тестовых значений признаков: $P(H_i)P(V_{ABC...}|H_i)$.

Переходим к вычислению байесовских оценок по категориям и устанавливаем наиболее вероятную категорию путем их сравнения со значениями априорных вероятностей гипотез. Другими словами, с помощью формул Байеса мы переоцениваем вероятности гипотез, принятые до проведения опыта (априорные), по результатам уже произведенного опыта.

Прогнозирование доли труб, подверженных КРН, при планировании КР участка МГ

Повышение точности прогнозирования поврежденности труб стресс-коррозией на выбранном участке МГ достигнуто за счет декомпозиции факторов, ответственных за процесс КРН, и уточнения их значений по данным о дополнительных гидрогеологических

Таблица 2

Перечень дополнительных факторов, использованных для построения ИНС

Категория	Фактор
Данные о грунтах	Удельное электрическое сопротивление грунта, Ом·м
	Водородный индекс (рН)
	Концентрация сульфидсодержащих соединений, моль
	Концентрация карбонатсодержащих соединений, моль
	Скорость проникновения водорода в сталь, мкА/см ²
	Плотность предельного тока катодного восстановления кислорода, мкА/см ²
	Плотность анодного тока растворения стали при фиксированном потенциале, мкА/см ²
Данные о трубе	Расстояние от КС, м
Результаты геотехнической диагностики	Наличие подземных и наземных водотоков, да/нет
	Наличие грунтовых вод, да/нет
	Наличие участков в непроектном положении, да/нет

Таблица 3

Результаты обучения ИНС

	КРН не обнаружено	КРН присутствует	Всего
Количество участков, шт.	184	184	368
Количество правильно классифицированных участков, шт. (%)	148 (80,43)	150 (81,52)	298 (81)

особенностях местности и степени агрессивности грунта. Статистический анализ ранее рассмотренных и дополнительных факторов КРН МГ выполнялся с применением ИНС. Главное достоинство ИНС с точки зрения решения поставленной задачи – это способность на основе статистических данных учитывать сложные и нелинейные по своей природе зависимости [21], к которым относится влияние различных факторов (характеристик грунта, уровня кольцевых напряжений, конструкции труб, состояния защитного покрытия и т.д.) на стресс-коррозионное состояние МГ [22–26].

Рассмотрим пример прогнозирования доли труб, подверженных КРН, при КР эксплуатируемого Обществом участка МГ протяженностью 57 км. Для выбранного участка собрана исходная для построения ИНС информация, а именно: общие данные о газопроводе, результаты ранее выполненных электрометрических обследований, предремонтного обследования в рамках КР, геотехнической диагностики и специализированных измерений физико-химических характеристик грунтов³.

Вся исходная информация привязана к геопространственной основе участка МГ.

Помимо учтенных ранее факторов при прогнозировании категории участка МГ рассмотрены девять дополнительных факторов, в наибольшей степени коррелирующих с наличием/отсутствием стресс-коррозионных повреждений труб (табл. 2).

Нейронная сеть представляла собой многослойный перцептрон. Активационная функция нейронов скрытого слоя сигмоидальная, нейронов выходного слоя – линейная. Оптимальное число нейронов в скрытом слое подбиралось варьированием параметров обучения с использованием критерия минимума среднеквадратической ошибки. Параметры обучения подбирались по умолчанию в соответствии с настройками программы Statistica 10. Для обучения нейросети выделены 368 «примеров», которые распределили в случайном порядке. (Под «примером» понимается участок газопровода, протяженность которого соответствует длине трубы по трубному журналу ВТД.) В тестирующую выборку и выборку перекрестного подтверждения были помещены по 55 «примеров».

Результаты обучения нейронной сети представлены в табл. 3. Матрица показывает, что общая вероятность успеха классификации участков газопроводов с отсутствием/наличием стресс-коррозионных повреждений составила 81 %, при этом вероятность правильной классификации участков, предрасположенных

³ См. Р Газпром 2-2.3-761-2013. Методика определения характеристик грунтов, провоцирующих коррозионное растрескивание под напряжением металла на магистральных газопроводах; Р Газпром 2-2.3-550-2011. Методические рекомендации по дешифрированию и аналитической обработке материалов аэрокосмической съемки для оценки технического состояния газопроводов.

к КРН, составила 81,52 %. В то же время можно отметить, что ИНС успешно (с вероятностью 80,43 %) определяет участки, неприурасположенные к КРН. При этом в 66 % случаев уровень значимости принятия решения нейросетевой моделью превышает 0,8, что свидетельствует о ее устойчивости. Обученная ИНС апробирована на данных о смежных участках МГ. Эта информация не использовалась в процессе обучения. Результаты апробации представлены на рис. 7.

По результатам апробации установлено, что максимальная ошибка прогноза доли труб со стресс-коррозионными повреждениями составила 11 % от общего количества труб на участках МГ. Высокая точность прогноза поврежденности труб КРН на участке МГ объясняется достоверностью использованных при построении ИНС данных, полученных по результатам предремонтного обследования, геотехнической диагностики и специализированных измерений физико-химических характеристик грунтов.

С целью оценки достоверности ИНС на других участках МГ необходимо проводить на них дополнительные обследования в шурфах (рекомендуемое количество – 1 шурф на километр). При этом если результаты ТД труб в шурфах совпадают с данными ИНС не менее чем в 75 % случаев, то прогноз признают адекватным и используют при планировании КР.

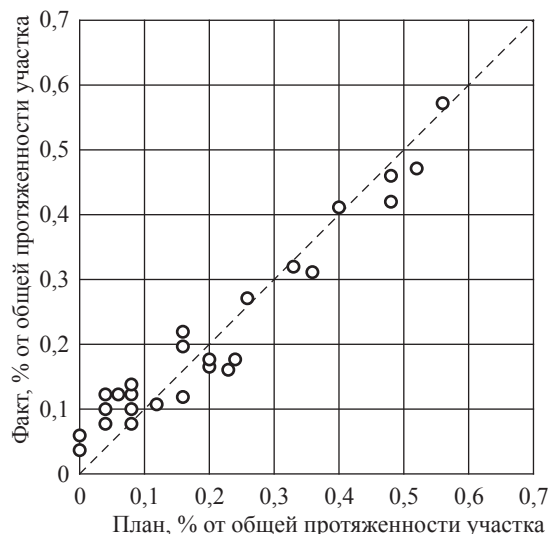


Рис. 7. Процент КРН-повреждений по длине трубопровода: диаграмма «факт – прогноз» по итогам сопоставления результатов НК труб при КР и прогноза с применением ИНС

Таким образом, решена актуальная задача создания достоверной модели прогнозирования аварийно опасных ввиду КРН участков МГ, обеспечивающей возможность последующей оценки объема отбраковки труб со стресс-коррозионными дефектами и эффективного расходования финансовых ресурсов на техническое обслуживание и ремонт МГ.

На базе накопленного ООО «Газпром трансгаз Югорск», ООО «Газпром газнадзор» и ООО «Газпром ВНИИГАЗ» фактологического материала о стресс-коррозионной поврежденности и аварийности МГ ПАО «Газпром» разработана Информационно-аналитическая система прогнозирования аварийно опасных по причине КРН участков магистральных газопроводов и планирования их КР на примере ООО «Газпром трансгаз Югорск».

Впервые в практике планирования ремонта МГ для вероятностного прогнозирования числа, протяженности и расположения аварийно опасных ввиду КРН участков МГ применена теория распознавания образов на базе накопленной информации об отремонтированных участках газопроводов с учетом параметров выявленных при КР дефектов и факторов (признаков), сопутствующих эксплуатации этих участков.

Применение разработанной системы за счет реализации технологий геоинформационного анализа и нейросетевого моделирования позволяет обеспечить точность прогнозирования доли отбраковки труб с повреждениями типа КРН на участке МГ, не выявленными при ВТД, более 80 %. На базе ООО «Газпром трансгаз Югорск» реализован прототип программного модуля для оценки стресс-коррозионной поврежденности труб.

С учетом выбранных факторов и их оценочных параметров разработана методология прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности МГ для выборочного и капитального ремонтов участков газопроводов ООО «Газпром трансгаз Югорск». Система может быть использована в сфере охраны труда и промышленной безопасности, в том числе при подготовке деклараций промышленной безопасности, инженерной разработке обоснований безопасности, продлении ресурса и решении других задач, связанных с обеспечением безопасности МГ, подверженных КРН.

Список литературы

1. Кантюков Р.А. Проблемы безопасности трубопроводов / Р.А. Кантюков, Р.Р. Кантюков, И.М. Тамеев и др. // Газовая промышленность. – 2012. – № 9 (680). – С. 14–18.
2. Митрохин М.Ю. Анализ эффективности диагностических работ на линейной части газопроводов / М.Ю. Митрохин, И.И. Велиюлин, В.Ю. Шарохин и др. // Территория нефтегаз. – 2012. – № 2. – С. 28–31.
3. Ряховских И.В. Совершенствование технологии ремонта протяженных участков магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / И.В. Ряховских, А.В. Мельникова, Д.А. Мишарин и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 79–86.
4. Нефёдов С.В. Планирование диагностических и ремонтных работ на участках линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Югорск», подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / С.В. Нефёдов, И.В. Ряховских, Р.И. Богданов и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 88–96.
5. Велиюлин И.И. Анализ сопоставимости результатов внутритрубной дефектоскопии и отбраковки труб / И.И. Велиюлин, А.Н. Батраков, Я.А. Раздобудко // Территория нефтегаз. – 2013. – № 10. – С. 44–46.
6. Арабей А.Б. Исследование возможности длительной эксплуатации труб с незначительными стресс-коррозионными повреждениями / А.Б. Арабей, О.Н. Мелёхин, И.В. Ряховских и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 4–11.
7. Отт К.Ф. Стресс-коррозия на газопроводах / К.Ф. Отт. – Югорск, 2002. – 184 с.
8. Отт К.Ф. Механизм и кинетика стресс-коррозии магистральных газопроводов / К.Ф. Отт // Газовая промышленность. – 1999. – № 7. – С. 46–48.
9. Лякишев Н.П. Исследование структуры металла газопроводов после их длительной эксплуатации / Н.П. Лякишев, М.М. Кантор, В.Н. Воронин и др. // Металлы. – 2005. – № 1. – С. 1–17.
10. Арабей А.Б. Влияние особенностей технологии производства труб на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением в процессе эксплуатации магистральных газопроводов / А.Б. Арабей, Т.С. Есиев, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2012. – № 2. – С. 52–54.
11. Арабей А.Б. Технология ремонта магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / А.Б. Арабей, И.В. Ряховских, А.В. Мельникова и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2017. – № 3 (71). – С. 3–16.
12. Маршаков А.И. Разработка ингибирующих композиций для предотвращения коррозионного растрескивания под напряжением магистральных газопроводов / А.И. Маршаков, И.В. Ряховских, В.Э. Игнатенко и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 48–63.
13. Петров Н.Г. Аналитические подходы к решению задачи прогнозирования безаварийной эксплуатации ЛЧ МГ / Н.Г. Петров, Р.Р. Халиков, А.Н. Кузнецов // XI Международная деловая встреча «Диагностика-2001». – М., 2001. – Т. 2. – Ч. 2. – С. 50–63.
14. Алимов С.В. Оценка технического состояния и определение сроков безопасной эксплуатации трубопроводов / С.В. Алимов, Б.Н. Антипов, А.В. Захаров и др. // Газовая промышленность. – 2009. – № 1. – С. 60–61.
15. Worthingham R. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen / R. Worthingham, G. van Boven // Acta Materialia. – 2009. – Т. 57. – № 20. – С. 6200–6214.
16. Долгов И.А. Оценка поведения стресс-коррозионных трещин при нагружении трубы внутренним давлением / И.А. Долгов, В.А. Горчаков, С.В. Пахтусов и др. // Дефектоскопия. – 2002. – № 2. – С. 83–89.

17. Власова Л.В. Информационно-аналитические модели для оценки влияния природных факторов на объекты единой системы газоснабжения России / Л.В. Власова // Трубопроводный транспорт: теория и практика. – 2010. – № 4 (20). – С. 39–43.
18. Докутович А.Б. Прогнозирование возможности реализации различных видов негативных событий на объектах магистральных газопроводов Единой системы газоснабжения Российской Федерации / А.Б. Докутович, В.Д. Шапиро, С.В. Коваленко и др. // Материалы Форума «Технологии безопасности» 07–09 февраля 2017 г. – <http://new.groteck.ru/images/catalog/46628/6db73340a71268aa46dc28f08ab9b135.pdf>
19. Горелик А.Л. Методы распознавания / А.Л. Горелик, В.А. Скрипкин. – М.: Высшая школа, 1977.
20. Коваленко С.В. Принцип прогнозирования возможного типа (природы) аварии на магистральном газопроводе, основанный на распознавании образов / С.В. Коваленко, И.В. Ряховских, А.Б. Докутович и др. // Газовая промышленность. – 2018. – № 6. – С. 25–29.
21. Кантюков Р.Р. Нейросетевые методы оценки воздействия систем газоснабжения на экологическое состояние окружающей среды / Р.Р. Кантюков, О.Б. Бутусов // IX Международная научно-практическая конференция «Логистика и экономика ресурсоэнергосбережения в промышленности» (ЛЭРЭП-9-2015): сб. науч. тр. – 2015. – С. 344–348.
22. Есиев Т.С. Использование статистических методов и ГИС-технологий для оценки стресс-коррозионного состояния объектов МГ / Т.С. Есиев, И.В. Ряховских, С.С. Машуров и др. // Газовая промышленность. – 2010. – № 7. – С. 53–56.
23. Горбатков С.А. Технология нейросетевого моделирования коррозионных процессов магистральных трубопроводов / С.А. Горбатков, Г.А. Бесхлебнова // Научная сессия МИФИ-2006. VIII Всероссийская научно-техническая конференция «Нейроинформатика-2006»: сб. науч. тр. в 3-х ч. – М.: МИФИ, 2006. – Ч. 2. – С. 156–164.
24. Куравский Л.С. Применение нейронных сетей для диагностики и прогнозирования усталостного разрушения тонкостенных конструкций / Л.С. Куравский, С.Н. Баранов // Нейрокомпьютеры: разработка, применение. – 2001. – № 12. – С. 47–63.
25. Нейронные сети. STATISTICA Neural Networks: методология и технологии современного анализа данных / под ред. В.П. Боровикова. – М.: Горячая линия – Телеком, 2008. – 392 с.
26. Мирзоев А.М. Нейросетевая модель стресс-коррозионной поврежденности участков линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Югорск» / Абдугаффор М. Мирзоев, М.С. Иващенко, А.И. Маршаков // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 108–112.

The Info-analytical system for prediction of accident-prone stress-corroded sections of gas mains and planning of their overhauls

A.B. Arabey¹, A.V. Shipilov¹, I.V. Ryakhovskikh², L.V. Vlasova^{2*}, A.N. Kuznetsov³, S.V. Kovalenko³, V.A. Babushkin⁴, D.V. Kosachev⁴

¹ Gazprom PJSC, BOX 1255, St. Petersburg, 190900, Russian Federation

² Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

³ Gazprom Gaznadzor LLC, Bld. 65, Novocheremushkinskaya street, Moscow, 117418, Russian Federation

⁴ Gazprom Transgaz Yugorsk, Bld. 15, Mira street, Yugorsk, Tyumen Region, Khanty-Mansi Autonomous Area, 628260, Russian Federation

* E-mail: L_Vlasova@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. During 2013–2016, eight out of nine accidents for the sake of stress-corrosion cracking (SCC) occurred due to development of cracks nearby the shop welds of pipes. It is known that areas of the longitudinal shop welds and the girth field welds are troublesome for magnetic in-line flaw detectors as related to identification of the cracks located along a line of joint fusion with a parent metal. This circumstance is a serious obstacle for prevention of accidents at trunk gas pipelines, and it actualizes the pitless desk methods aimed at predicting potentially SCC-dangerous sections of gas pipelines. Besides, discovery and identification of the SCC defects less deep than 10...15 % of pipe wall thickness using in-line flaw inspection are not sufficiently reliable, at the same time while overhauling the gas mains all the stress-corroded pipes are rejected notwithstanding the depths of cracks. It is evaluated that a percent of stress-corroded pipes in average runs to 57...62 %, where 52...54 % of pipes are not identified by an in-line flaw detector as the corroded ones due to shallowness of the defects.

A topical challenge to create a valid model for prediction of accident-prone stress-corroded sections of gas pipelines is faced. The model provides further assessment of pipe amounts subject to rejection due to SCC-defects, and rational usage of the money allocated for technical maintenance and repair of gas pipelines. This article reveals creation of a methodological pattern on the basis of the Gazprom Transgaz Yugorsk LLC pipeline network, and prototyping of the named pattern within the framework of an info-analytical system which uses the elements of geospatial data analysis, the image recognition theory, and artificial neural networks.

Keywords: trunk gas pipeline, stress-corroded sections, stress corrosion cracking, repair system, planning.

References

1. KANTYUKOV, R.A., R.R. KANTYUKOV, I.M. TAMEYEV, et al. Challenges of pipeline safety [Problemy bezopasnosti truboprovodov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2012, no. 9 (680), pp. 14–18. ISSN 0016-5581. (Russ.).
2. MITROKHIN, M.Yu., I.I. VELIYULIN, V.Yu. SHAROKHIN, et al. Analysis of efficiency of diagnostic works at the linear parts of gas pipelines [Analiz effektivnosti diagnosticheskikh rabot na lineynoy chasti gazoprovodov]. *Territoriya neftegaz*. 2012, no. 2, pp. 28–31. ISSN 2072-2745 (Russ.).
3. RYAKHOVSKIKH, I.V., A.V. MELNIKOVA, D.A. MISHARIN, et al. Perfecting an overhaul procedure in respect to long sections of gas mains subject to stress corrosion cracking [Sovershenstvovaniye tekhnologii remonta protyazhennykh uchastkov magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 79–86. ISSN 2306-8949. (Russ.).
4. NEFEDOV, S.V., I.V. RYAKHOVSKIKH, R.I. BOGDANOV, et al. Planning of diagnostics and repairs at the sections of Gazprom Transgaz Yugorsk gas mains subject to stress corrosion [Planirovaniye diagnosticheskikh i remontnykh rabot na uchastkakh lineynoy chasti magistralnykh gazoprovodov OOO “Gazprom transgaz Yugorsk”, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 88–96. ISSN 2306-8949. (Russ.).
5. VELIYULIN, I.I., A.N. BATRAKOV, Ya.A. RAZDOBUDKO. Comparability analysis of the in-line flaw detection results and pipe rejection [Analiz sopostavimosti rezultatov vnutritrubnoy defektoskopii i otbrakovki trub]. *Territoriya neftegaz*. 2013, no. 10, pp. 44–46. ISSN 2072-2745 (Russ.).
6. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Studying a possibility of continuous service of pipes with minor stress-corrosion cracks [Issledovaniye vozmozhnosti dlitelnoy ekspluatatsii trub s neznachitelnymi stress-korroziionnymi povrezhdeniyami]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 4–11. ISSN 2306-8949. (Russ.).
7. OTT, K.F. *Stress corrosion at gas pipelines* [Stress-korroziya na gazoprovodakh]. Yugorsk, Russia, 2002. (Russ.).
8. OTT, K.F. Modus operandi and kinetics of stress corrosion at gas mains [Mekhanizm i kinetika stress-korrozii magistralnykh gazoprovodov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 1999, no. 7, pp. 46–48. ISSN 0016-5581. (Russ.).
9. LYAKISHEV, N.P., M.M. KANTOR, V.N. VORONIN, et al. Structural study of a gas-pipeline metal after long operation [Issledovaniye struktury metalla gazoprovodov posle ikh dlitelnoy ekspluatatsii]. *Metally*. 2005, no. 1, pp. 1–17. ISSN 0869-5733. (Russ.).
10. ARABEY, A.B., T.S. YESIYEV, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Effect of pipe production technology on their resistance to stress corrosion during operation of trunk gas pipelines [Vliyaniye osobennostey tekhnologii proizvodstva trub na stoykost k korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem v protsesse ekspluatatsii magistralnykh gazoprovodov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2012, no. 2, pp. 52–54. ISSN 0016-5581. (Russ.).
11. ARABEY, A.B., I.V. RYAKHOVSKIKH, A.V. MELNIKOVA, et al. Technology for repair of gas mains subject to stress corrosion cracking [Tekhnologiya remonta magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2017, no. 3, pp. 3–16. ISSN 2070-6820. (Russ.).
12. MARSHAKOV, A.I., I.V. RYAKHOVSKIKH, V.E. IGNATENKO, et al. Development of inhibiting compositions aimed at preventing stress corrosion cracking of gas mains [Razrabotka ingibiruyushchikh kompozitsiy dlya predotvrashcheniya korroziionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem magistralnykh gazoprovodov]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 48–63. ISSN 2306-8949. (Russ.).
13. PETROV, N.G., R.R. KHALIKOV, A.N. KUZNETSOV. Analytical approaches to solving a problem of forecasting trouble-free running of linear gas mains [Analiticheskiye podkhody k resheniyu zadachi prognozirovaniya bezavariynoy ekspluatatsii LCh MG]. In: *XI International business meeting «Diagnostics-2001»*. Moscow, 2001, vol. 2, pt. 2, pp. 50–63. (Russ.).
14. ALIMOV, S.V., B.N. ANTIPOV, A.V. ZAKHAROV, et al. Health assessment and determination of safe operation life for pipelines [Otsenka tekhnicheskogo sostoyaniya i opredeleniye srokov bezopasnoy ekspluatatsii truboprovodov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2009, no. 1, pp. 60–61. ISSN 0016-5581. (Russ.).

15. WORTHINGHAM, R., G. van BOVEN. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 20, pp. 6200–6214. ISSN 1359-6454.
16. DOLGOV, I.A., V.A. GORCHAKOV, S.V. PAKHTUSOV, et al. Assessing behavior of stress-corrosion cracks at internal-pressure loading of a pipe [Otsenka povedeniya stress-korroziyonnykh treshchin pri nagruzhenii truby vnutrennim davleniyem]. *Defektoskopiya*. 2002, no. 2, pp. 83–89. ISSN 0130-3082. (Russ.).
17. VLASOVA, L.V. Informational-analytical models for assessment of natural impact to the facilities of the Unified Gas Supply System of Russia [Informatsionno-analiticheskiye modeli dlya otsenki vliyaniya prirodnykh faktorov na obyekty Yedinoi sistemy gazosnabzheniya Rossii]. *Truboprovodnyy Transport (Teoriya i Praktika)*. 2010, no. 4 (20), pp. 39–43. ISSN 1816-451X. (Russ.).
18. DOKUTOVICH, A.B., V.D. SHAPIRO, S.V. KOVALENKO, et al. Forecasting possibilities of different-type negative events at the facilities of the gas mains incorporated into the Unifies Gas Supply System of Russia [Prognozirovaniye vozmozhnosti realizatsii razlichnykh vidov negativnykh sobytiy na obyektkh magistralnykh gazoprovodov Yedinoi sistemy gazosnabzheniya Rossiyskoy Federatsii]. In: *TB Forum 2017 (Security and Safety Technologies), 07–09 February 2017* [online]. Available from: <http://new.groteck.ru/images/catalog/46628/6db73340a71268aa46dc28f08ab9b135.pdf>
19. GORELIK, A.L., V.A. SKRIPKIN. *Recognition techniques* [Metody raspoznavaniya]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977. (Russ.).
20. KOVALENKO, S.V., I.V. RYAKHOVSKIKH, A.B. DOKUTOVICH, et al. Principle of predicting a possible type (nature) of an accident at a trunk gas pipeline based on recognition of images [Printsip prognozirovaniya vozmozhnogo tipa (prirody) avarii na magistralnom gazoprovode, osnovanny na raspoznavanii obrazov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2018, no. 6, pp. 25–29. ISSN 0016-5581. (Russ.).
21. KANTYUKOV, R.R., O.B. BUTUSOV. Neural-network methods for assessment of gas supply systems impact to ecological state of environment [Neyrosetevyye metody otsenki vozdeystviya sistem gazosnabzheniya na ekologicheskoye sostoyaniye okruzhayushchey sredy]. In: *Collected papers of the IX International scientific-practical conference «Logistics and Economics of resource saving and energy saving in industry» (MNPK «LERAP-9-2015»)*. 2015, pp. 344–348. (Russ.).
22. YESIYEV, T.S., I.V. RYAKHOVSKIKH, S.S. MASHUROV, et al. Application of statistical methods and GIS-technologies for assessment of stress-corrosion status of the gas mains facilities [Ispolzovaniye statisticheskikh metodov i GIS-tekhnologiy dlya otsenki stress-korroziyonnogo sostoyaniya obyektoy MG]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2010, no. 7, pp. 53–56. ISSN 0016-5581. (Russ.).
23. GORBATKOV, S.A., G.A. BESKHLEBNOVA. A technology of neural-network simulation of corrosive processes in the trunk pipelines [Tekhnologiya neyrosetevogo modelirovaniya korroziyonnykh protsessov magistralnykh truboprovodov]. In: *Collected papers of the All-Russian scientific and technical conference «Neuroinformatics-2006»: in 3 pts*. Moscow: MEFPhI, 2006, pt. 2, pp. 156–164. (Russ.).
24. KURAVSKIY, L.S., S.N. BARANOV. Application of neural networks for diagnostics and prediction of fatigue break-down of the thin-wall constructions [Primeneniye neyronnykh setey dlya diagnostiki i prognozirovaniya ustalostnogo razrusheniya tonkostennykh konstruktсий]. *Neyrokompyutery: razrabotka, primeneniye*. 2001, no. 12, pp. 47–63. ISSN 1999-8554. (Russ.).
25. BOROVNIKOV, V.P. (ed.). *STATISTICA Neural Networks: methodology and technologies of state-of-art analysis of data* [Neyronnyye seti. STATISTICA Neural Networks: metodologiya i tekhnologii sovremennogo analiza dannykh]. Moscow: Goryachaya liniya – Telekom, 2008. (Russ.).
26. MIRZOYEV, Abdugaffor M., M.S. IVASHCHENKO, A.I. MARSHAKOV. Connectionist pattern for stresscorrosion damage of sectors within the linear part of Gazprom Transgaz Yugorsk LLC gas mains [Neyrosetevaya model stress-korroziyonnoy povrezhdennosti uchastkov lineynoy chasti magistralnykh gazoprovodov OOO “Gazprom transgaz Yugorsk”]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 108–112. ISSN 2306-8949. (Russ.).

УДК 004.94:[620.194.22:622.691.4.053]

Модель интеллектуального прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности магистральных газопроводов

Р.Р. Кантюков¹, И.В. Ряховских^{1*}, Д.А. Мишарин²

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

² ПАО «Сбербанк России», Российская Федерация, 620026, г. Екатеринбург, ул. Горького, д. 67

* E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Тезисы. В статье представлены результаты разработки нейросетевой модели прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности участков магистральных газопроводов (МГ). Показан выбор оптимальных архитектуры и алгоритма обучения нейронной сети с точки зрения минимизации времени и повышения точности вычислений. Отмечено, что для успешного решения задачи нейросетевого моделирования стресс-коррозионной поврежденности участков МГ важным этапом является качественная подготовка набора исходных обучающих данных. Определение факторов, в наибольшей степени оказывающих влияние на результат нейросетевого моделирования, позволяет повысить эффективность работы интеллектуального алгоритма, а также минимизировать время, необходимое для решения задачи и обработки данных. Мониторинг с использованием разработанной модели факторов коррозионного растрескивания под напряжением, соответствующий прогноз динамики поврежденности труб МГ стресс-коррозией, а также своевременные профилактические мероприятия по предотвращению развития стресс-коррозии позволят существенно снизить затраты на техническое обслуживание и ремонт МГ.

Ключевые слова: прогнозирование, стресс-коррозионные повреждения, коррозионное растрескивание под напряжением, магистральный газопровод, алгоритм, нейронные сети.

Российская Федерация эксплуатирует крупнейшую в мире систему магистральных газопроводов (МГ), большинство из которых построены в 1970–1980-е гг. Специфика технических решений по антикоррозионной защите подземных участков трубопроводов, принятых на этапе строительства газотранспортной системы [1], способствовала интенсивному развитию подпленочной коррозии и стресс-коррозии МГ.

Во всем мире коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) является одним из наиболее распространенных и опасных видов повреждений подземных участков МГ большого диаметра, изолированных ленточными покрытиями трассового нанесения. В настоящее время рядом научно-исследовательских коллективов предлагаются различные технологии непрямого контроля МГ, результаты которого возможно применять при прогнозировании КРН [2, 3]. К таким технологиям относятся системы геотехнического и коррозионного мониторинга, контроля напряженно-деформированного состояния, поиска сквозных повреждений и нарушения сплошности защитного покрытия МГ. Однако эффективность результатов прогнозирования КРН МГ с применением вышеуказанных технологий не всегда обеспечивает высокую эффективность по нескольким причинам.

Во-первых, методики статистического прогнозирования поврежденности МГ КРН-дефектами базируются на инструментах балльно-факторного анализа данных, что не позволяет оценить совокупное влияние различных сочетаний основополагающих факторов данного процесса. Показано [4, 5], что число анализируемых факторов при прогнозировании КРН может достигать 24. Кроме того, балльно-факторные, или экспертные, методы факторного анализа весьма субъективны в условиях неполноты исходных данных или использования информации, полученной с применением различных приборов, трактовка показаний которых зависит от опыта и эрудиции конкретного эксперта-диагноста.

Во-вторых, отсутствуют соответствующие инструменты для использования расчетных моделей процесса КРН, позволяющие описывать стадийную кинетику разрушения стальных труб в условиях эксплуатации МГ [6]. Вследствие многостадийности

и многофакторности данного явления [7, 8] наблюдается существенная избирательность (неравномерность) процесса стресс-коррозии МГ, что усложняет решение задач предиктивного прогнозирования как в отношении поврежденности отдельных труб дефектами, так и в отношении кинетики процесса на различных участках газопроводов [9, 10]. Поэтому учет результатов мониторинга факторов, определяющих процесс КРН, и соответствующий прогноз изменения динамики поврежденности труб стресс-коррозией требуют применения современных математических инструментов.

По мере развития компьютерных технологий все чаще для решения сложных многофакторных задач используются технологии искусственного интеллекта и машинного обучения. В конце прошлого века отмечалось [11], что в каждой предметной области при ближайшем рассмотрении можно найти задачи в постановке, предполагающей их решение на основе искусственных нейронных сетей – одного из методов машинного обучения.

Не стала исключением и отрасль трубопроводного транспорта. В последние годы в России и за рубежом наблюдается тенденция использования статистических методов анализа данных [12–15], накопленных в процессе эксплуатации газопроводов, построения на их основе комплексных моделей исследуемого объекта для выявления закономерностей эволюции протекающих деградиционных процессов и прогнозирования состояния МГ в условиях неполноты данных технического диагностирования.

В статье подробно рассмотрены результаты, достигнутые ООО «Газпром ВНИИГАЗ» начиная с 2010 г. в области компьютерного моделирования процессов на основе анализа больших массивов данных с применением геоинформационных моделей, статистического аппарата и методов машинного обучения [16], а именно: представлена нейросетевая модель прогнозирования поврежденности МГ дефектами КРН, в частности, описаны процессы формирования пространства факторов-признаков, нормализации исходных данных, подбора оптимальной архитектуры, выбора нелинейной функции активации нейронов и целевой функции ошибки, определения наиболее эффективного алгоритма обучения и настройки весовых коэффициентов синоптических связей нейронов сети, а также

ее апробации и оценки ее точности на действующем объекте МГ.

Методика прогнозирования

На первом этапе сформировано пространство факторов-признаков, характеризующих стресс-коррозионную поврежденность МГ, на основании данных, полученных для участков МГ, расположенных на территории Ханты-Мансийского автономного округа [17]. Источниками данных послужили результаты специализированных обследований физико-химических характеристик грунтов вдоль участка МГ, а также технической диагностики труб на наличие КРН-дефектов в ходе предремонтных обследований, коррозионного мониторинга, геотехнического диагностирования [17, 18].

Для исключения факторов-признаков, имеющих наименьшие корреляционные связи со стресс-коррозионной характеристикой анализируемого участка МГ, проведен факторный анализ, удалены выбросы, произведены нормализация и шкалирование переменных. Определено, что в наибольшей степени корреляцию с наличием на участке МГ стресс-коррозионных повреждений демонстрируют следующие факторы: расстояние от выхода компрессорной станции, конструкция труб, агрессивность грунта¹ в ракурсе развития КРН, уровень рН грунтовой среды, сумма концентраций карбонат- и бикарбонат-ионов, сумма концентраций сероводорода, бисульфид- и сульфид-ионов, скорость внедрения водорода в сталь, содержание кислорода в грунте, скорость анодного растворения стали в грунте, геотехнические условия (наличие подземных и наземных водотоков, существование участков МГ в непроектном положении, уровень грунтовых вод).

Исходное множество всех нормализованных данных «Факторы КРН» разбивали в пропорции 7:3 на два подмножества – обучающее и проверочное. В свою очередь, элементы первого подмножества делились пополам на две группы – имеющие стресс-коррозионные повреждения и не имеющие таковых; второе подмножество использовалось для оценки точности работы нейросетевой модели (рис. 1). Полученные подмножества – это наборы

¹ См. Р Газпром 2-2.3-761-2013. Методика определения характеристик грунтов, провоцирующих коррозионное растрескивание под напряжением металла на магистральных газопроводах.

исходных данных, необходимые для формирования рабочей модели интеллектуального прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности МГ.

После подготовки наборов исходных данных определяли оптимальную архитектуру строения нейронной сети. С учетом сложности решаемой задачи и необходимости минимизации времени вычисления результата был выбран многослойный персептрон [18, 19], входной слой которого состоит из 12 нейронов, скрытый – из 15 нейронов, выходной – из одного нейрона (рис. 2). Количество нейронов входного слоя соответствует количеству факторов КРН (см. рис. 1 слева). Для скрытого слоя число нейронов подбиралось экспериментально в зависимости от точности прогноза нейронной сети. Нейрон в выходном слое отвечает за выдачу результатов прогноза о наличии или отсутствии КРН-дефектов на участке МГ.

Нейроны соседних слоев персептрона соединяются между собой синаптическими связями, имеющими определенные весовые коэффициенты. Весовые связи принято обозначать через w_{ij}^l , где i и j – номера узлов в слоях $l+1$ и l соответственно.

Входной слой предназначен для подачи на него в неизменном виде числовых значений из обучающего и проверочного подмножеств, представленных на рис. 1, к которым добавляется переменная смещения. На скрытом и выходном слоях происходит преобразование входных данных согласно алгоритму работы персептрона.

Скрытый и выходной слой являются обучаемыми, именно от них в большей степени зависит результат прогноза; каждый нейрон данных слоев включает в себя взвешенный сумматор Σ и нелинейный элемент, содержащий функцию F активации нейрона (рис. 3).

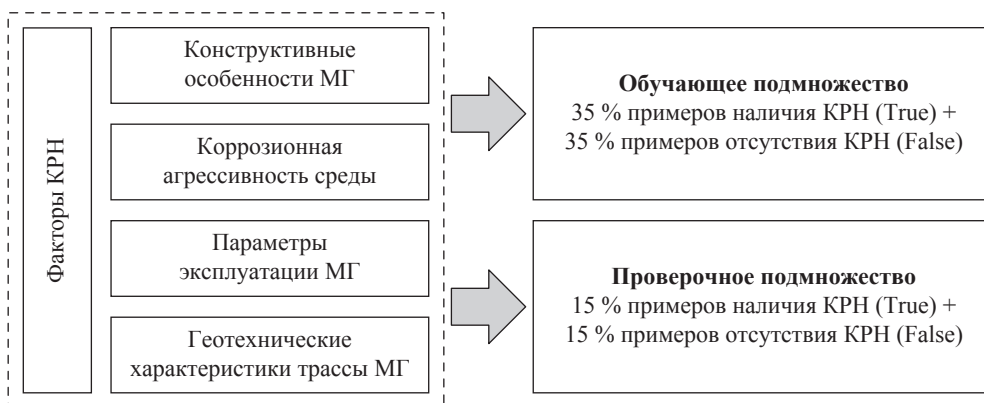


Рис. 1. Схема формирования наборов исходных данных

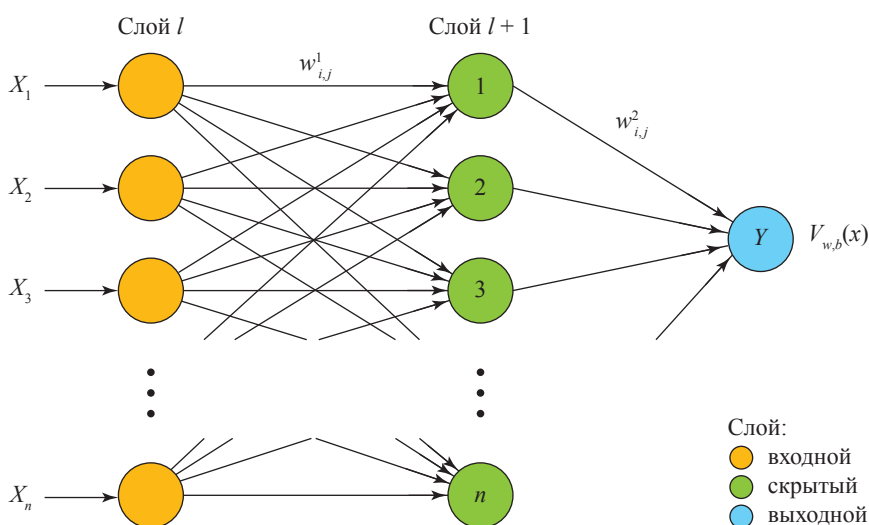


Рис. 2. Архитектура прогнозной нейросетевой модели (многослойный персептрон): $V_{w,b}(x)$ – выходной сигнал нейросети при заданных весовых коэффициентах (w) и смещениях (b)

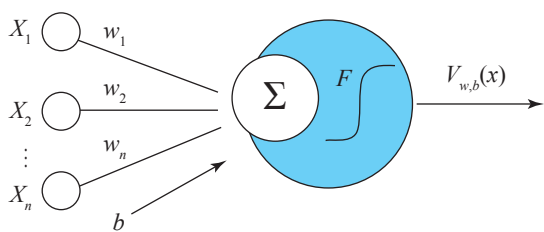


Рис. 3. Структурная схема искусственного нейрона

Результат работы искусственного нейрона (см. рис. 1, 3) описывается уравнением

$$V_{w,b}(v) = F\left(\sum_i (w_i x_i) + b\right), \quad (1)$$

где $\sum_i (w_i x_i)$ – взвешенная сумма входных сигналов нейрона; x_i – входные данные по участку МГ, совокупность которых формирует вектор x ; совокупность весовых коэффициентов w_i формирует вектор w .

В качестве нелинейной функции активации нейронов выбрана сигмовидная функция Ферми

$$F(x) = \frac{1}{1 + e^{-2\alpha \sum_i (w_i x_i)}}, \quad (2)$$

где α – произвольная константа.

Выбранная функция является гладкой и дифференцируемой на всей области определения. Непрерывность 1-й производной, в частности, позволяет обучать нейронную сеть градиентным методом, т.е. путем последовательного изменения весовых коэффициентов таким образом, чтобы минимизировать

целевую функцию $E(w)$ ошибки сети до тех пор, пока ее значение не станет равным некоторому заданному числу ε либо меньше него (рис. 4). Целевую функцию (среднеквадратичную ошибку отклонения) определяли через половину суммы среднеквадратичных разностей требуемых и вычисленных состояний для всех нейронов:

$$E(w) = \frac{1}{2} \sum_i (y_i - d_i)^2, \quad (3)$$

где y_i – вычисленное состояние выхода i нейрона; d_i – требуемое (идеальное) состояние выхода i нейрона.

На следующем шаге производится структурная оптимизация нейронной сети для увеличения скорости вычисления результата без ущерба качеству ее работы.

Обучение разработанной нейросетевой модели производилось методом обратного распространения ошибки по алгоритму адаптивного стохастического градиентного спуска (модификация Adam) [20]. Данный алгоритм подходит для решения задач с зашумленными или разреженными данными. Алгоритм обладает инерционностью и в отличие от классического метода градиентного спуска позволяет быстрее и точнее определять оптимум функции. В соответствии с ним на первом шаге весам связей нейронов сети присваиваются случайные численные значения. Затем вычисляется градиент функции потерь:

$$g_t = \nabla f(w_{t-1}), \quad (4)$$

где t – номер шага обучения.

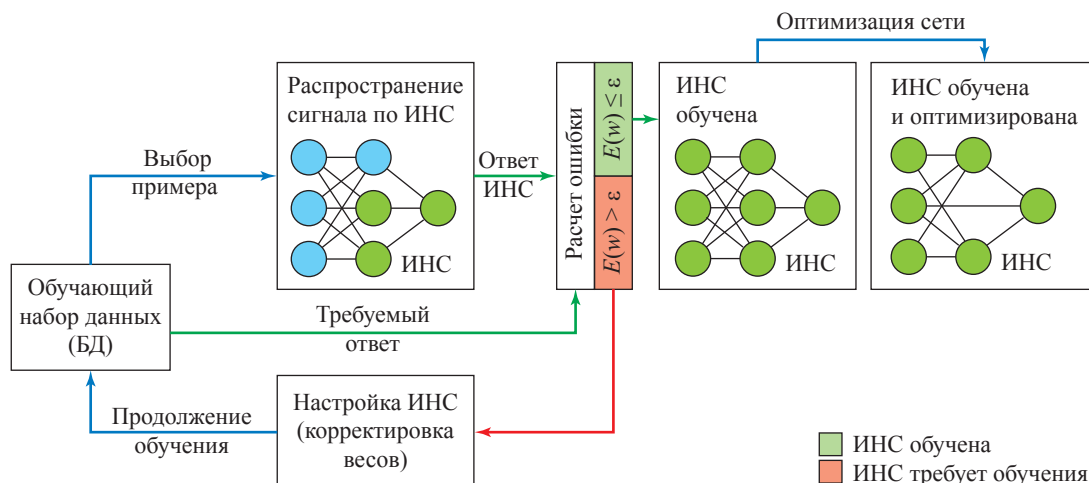


Рис. 4. Процесс обучения ИНС: БД – база данных

На следующем шаге производится преобразование градиента по следующим формулам:

$$m_t = \alpha m_{t-1} + (1 - \alpha) g_t, \quad (5)$$

$$v_t = \beta v_{t-1} + (1 - \beta) g_t^2, \quad (6)$$

$$\bar{m}_t = \frac{m_t}{1 - \alpha}, \quad (7)$$

$$\bar{v}_t = \frac{v_t}{1 - \beta}, \quad (8)$$

где α , β – гиперпараметры; m_t , v_t – параметры градиента.

На конечном этапе вычисляются скорректированные весовые коэффициенты по формуле

$$w_t = w_{t-1} - \frac{\eta}{\sqrt{\bar{v}_t} + \xi} \bar{m}_t, \quad (9)$$

где ξ – сглаживающий параметр; η – коэффициент скорости обучения.

Результаты прогнозирования и их обсуждение

Обучение разработанной нейронной сети проводилось на выборке, состоящей из 358 векторов значений, где каждый вектор соответствовал дефектному элементу МГ, проверочная выборка содержала 58 значений. $E(w) = 0,0321$. Время обучения нейронной сети составило 89 мин. График изменения $E(w)$ в зависимости от шага обучения представлен на рис. 5.

Точность работы нейросетевой модели определяли на проверочной выборке, включавшей 58 труб, из которых 29 были дефектными

и 29 – бездефектными. Сравнение результатов прогноза нейросетевой модели с заранее известными данными о наличии на трубах КРН-дефектов показало, что реализованная нейросетевая модель позволяет выявлять участки МГ, имеющие стресс-коррозионные повреждения, с точностью не ниже 92 %. Полученный результат дает право полагать, что применение разработанной модели при прогнозировании поврежденности МГ КРН обеспечит аналогичный результат.

Разработанная ООО «Газпром ВНИИГАЗ» нейросетевая модель прогнозирования стресс-коррозионной поврежденности участков МГ и алгоритм ее обучения реализованы в виде компьютерного приложения (рис. 6) на объектно-ориентированном языке высокого уровня. Приложение позволяет настраивать необходимым образом архитектуру нейронной сети, выбирать количество слоев и нейронов, задавать параметры оптимизации и изменять количество входных параметров решаемой задачи, а также имеет удобный интерфейс управления.

Мониторинг факторов, определяющих процесс КРН, соответствующий прогноз динамики поврежденности труб МГ стресс-коррозией с использованием разработанной нейросетевой модели, а также своевременная профилактика развития стресс-коррозии позволят существенно снизить затраты на техническое обслуживание и ремонт МГ за счет повышения достоверности прогноза их поврежденности без проведения дополнительных обследований в шурфах.

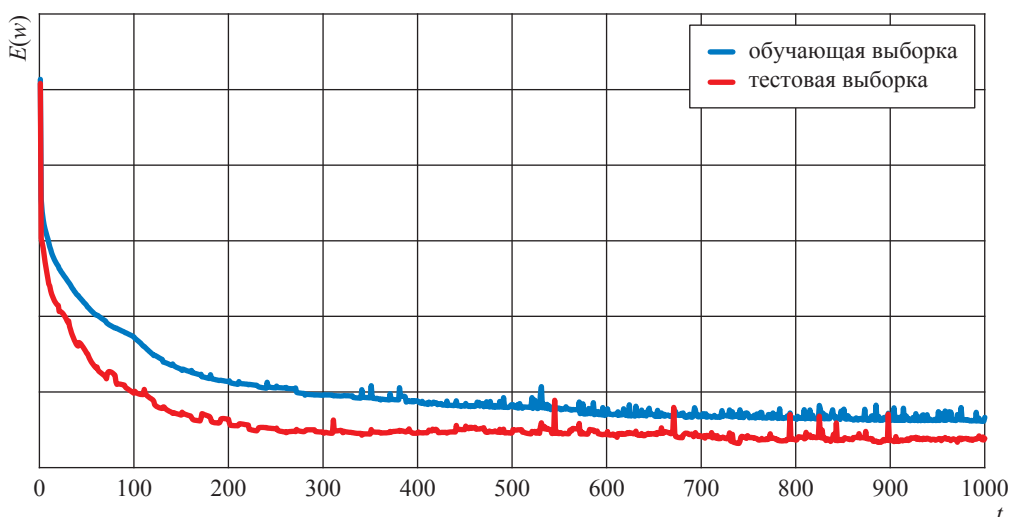


Рис. 5. График изменения среднеквадратичной ошибки работы нейронной сети

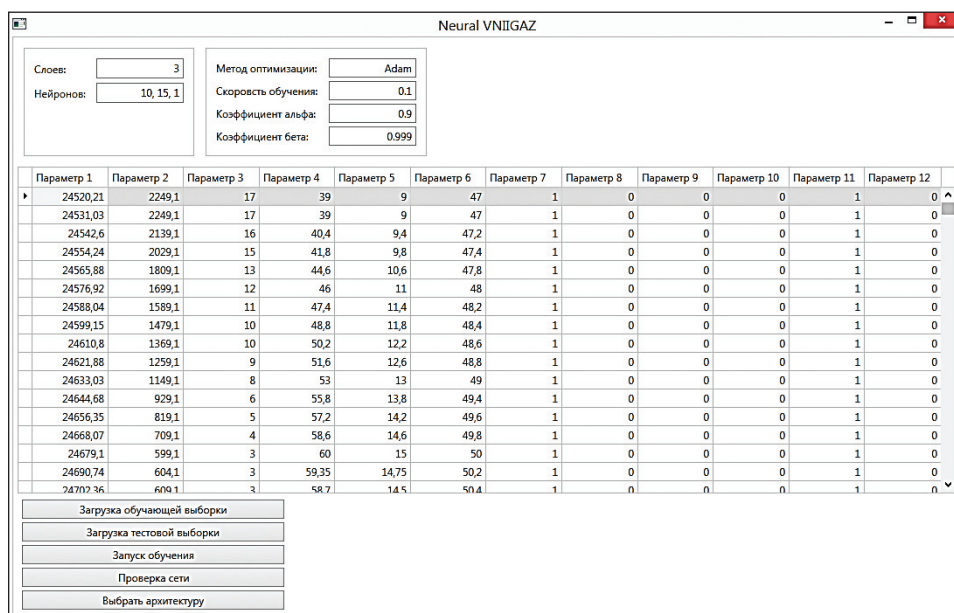


Рис. 6. Главное окно разработанного приложения

В перспективе возможны дополнение разработанной нейросетевой модели и реализованных алгоритмов интеллектуальными методами прогнозирования кинетики развития стресс-коррозионных повреждений и внедрение их в действующую Систему управления техническим состоянием и целостностью

газотранспортной системы ПАО «Газпром» для линейной части МГ и технологических трубопроводов компрессорных станций. В дальнейшем целесообразна разработка аналогичной нейросетевой модели для прогнозирования подплечной коррозии на участках МГ ПАО «Газпром».

Список литературы

1. Ряховских И.В. Совершенствование технологии ремонта протяженных участков магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / И.В. Ряховских, А.В. Мельникова, Д.А. Мишарин и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 79–86.
2. Нефёдов С.В. Прогнозирование стресс-коррозионной поврежденности труб на участках магистральных газопроводов с применением вероятностно-статистических методов и технологий машинного обучения как элемент СУТСЦ ГТС ПАО «Газпром» / С.В. Нефёдов, И.В. Ряховских, Р.И. Богданов и др. // Материалы 8-й Международной конференции «Обслуживание и ремонт основных фондов ПАО «Газпром»» – 2016. – М.: МАКС Пресс, 2017. – С. 163–186.
3. Коваленко С.В. Принцип прогнозирования возможного типа (природы) аварии на магистральном газопроводе, основанный на распознавании образов / С.В. Коваленко, И.В. Ряховских, А.Б. Докутович и др. // Газовая промышленность. – 2018. – № 6. – С. 25–29.
4. Куимов С.Н. Информационно-аналитическое сопровождение процессов управления техническим состоянием газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / С.Н. Куимов, С.В. Баусов, А.И. Истомин и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 131–139.
5. Нефёдов С.В. Планирование диагностических и ремонтных работ на участках линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Югорск», подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / С.В. Нефёдов, И.В. Ряховских, Р.И. Богданов, и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 88–96.

6. Ryakhovskikh I.V. Regularities of pipelines stress corrosion cracking / I.V. Ryakhovskikh, R.I. Bogdanov, A.B. Arabey // Proc. of the 14th Pipeline Technology Conference 2019, March 19–21, Berlin, Germany. – 2019. – С. 13. – <https://www.pipeline-conference.com/abstracts/regularities-pipelines-stress-corrosion-cracking>
7. Ряховских И.В. Закономерности коррозионного растрескивания под напряжением трубных сталей / И.В. Ряховских, Р.И. Богданов, И.Г. Родионова и др. // Сб. тр. IX Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ-2018). – М.: Студио-Принт, 2018. – С. 191.
8. Малкин А.И. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных трубопроводов. Ч. II: Кинетические закономерности и влияние условий эксплуатации на КРН трубных сталей в водных средах / А.И. Малкин, А.И. Маршаков, В.Э. Игначенко и др. // Коррозия: материалы, защита. – 2010. – № 2. – С. 1–14.
9. Stress corrosion cracking: Recommended practices. – 2-е изд. – Calgary, Alberta, Canada: Canadian Energy Pipeline Association (CEPA), 2007.
10. Cheng Y.F. Stress corrosion cracking of pipelines / Y.F. Cheng. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
11. Ежов А.А. Нейрокомпьютинг и его применение в экономике и бизнесе / А.А. Ежов, С.А. Шумский. – М.: МИФИ, 1998. – 224 с.
12. Кантюков Р.Р. Нейросетевые методы оценки воздействия систем газоснабжения на экологическое состояние окружающей среды / Р.Р. Кантюков, О.Б. Бутусов // IX Международная научно-практическая конференция «Логистика и экономика ресурсоэнергосбережения в промышленности» (ЛЭРЭП-9-2015): сб. науч. тр. – 2015. – С. 344–348.
13. Chen W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels / W. Chen // Trends in oil and gas corrosion research and technologies. Production and transmission / A.M. El-Sherik (ed.). – 1-е изд. – Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017. – Гл. 30. – С. 707–748.
14. Zhao J. Steels exposed to near-neutral pH environments: dissolution crack growth and occurrence of crack dormancy in stage I / J. Zhao, W. Chen, M. Yu, et al. // Metallurgical and Materials Transactions A. – April 2017. – Т. 48. – № 4. – С. 1629–1640.
15. Ginten M. An integrated approach to the integrity management of stress corrosion cracking in pipelines: a case study / M. Ginten, T. Penney, I. Richardson et al. // Proc. of Rio Pipeline Conference & Exposition, September 24–26, 2013. – 2014.
16. Есиев Т.С. Использование статистических методов и ГИС-технологий для оценки стресс-коррозионного состояния объектов МГ / Т.С. Есиев, И.В. Ряховских, С.С. Машуров и др. // Газовая промышленность. – 2010. – № 7. – С. 53–56.
17. Мирзоев А.М. Нейросетевая модель стресс-коррозионной поврежденности участков линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Югорск» / Абдугаффор М. Мирзоев, М.С. Иващенко, А.И. Маршаков // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 108–112.
18. Rosenblat F. Principles of neurodynamics: Perceptrons and the theory of brain mechanisms / F. Rosenblat. – Washington D.C.: Spartan books, 1968.
19. Haykin S. Neural networks. A comprehensive foundation / S. Haykin. – 2-е изд. – Hamilton, Ontario, Canada: Prentice Hall – McMaster University, 2006.
20. Kingma D.P. Adam: a method for stochastic optimization / Diederik P. Kingma, Jimmy Ba // 3rd International conference for learning representations, San Diego, 2015. – 2015. – С. 1–15.

Simulator for smart prediction of stress-corroded gas mains

R.R. Kantuykov¹, I.V. Ryakhovskikh^{1*}, D.A. Misharin²

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

² SBERBANK PJSC, Bld. 67, Gorkogo street, Yekaterinburg, 620026, Russian Federation

* E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. This article describes creation of a neural network model for predicting stress-corrosive damages of trunk gas pipelines. Authors reveal election of an optimal network architecture and an algorithm of its teaching

as regard for minimization of time and improvement of computing accuracy. They point out that to face a challenge of connectionist modelling of pipeline stress corrosion one needs a proper initial data array to teach a model. Determination of factors mostly affecting a result of neural simulation enables to improve work of a smart algorithm, and to minimize time of data processing and handling the problem.

Monitoring of stress-corrosive factors using the new model together with a corresponding forecast of pipe damage dynamics, and timely protective measures aimed at preventing corrosive aggression will make maintenance and repair of pipeline severely cheaper.

Keywords: forecasting, stress-corrosive damage, stress-corrosion cracking, trunk gas pipeline, algorithm, neural networks.

References

1. RYAKHOVSKIKH, I.V., A.V. MELNIKOVA, D.A. MISHARIN, et al. Perfecting an overhaul procedure in respect to long sections of gas mains subject to stress corrosion cracking [Sovershenstvovaniye tekhnologii remonta protyazhennykh uchastkov magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 79–86. ISSN 2306-8949. (Russ.).
2. NEFEDOV, S.V., I.V. RYAKHOVSKIKH, R.I. BOGDANOV, et al. Forecasting stress-corrosion damage of pipes within the sections of gas mains using probabilistic-statistical methods and computer-assisted technologies as an element of the Gazprom PJSC System for Technical Conditioning and Integrity Control of the gas transportation network [Prognozirovaniye stress-korroziionnoy povrezhdennosti trub na uchastkakh magistralnykh gazoprovodov s primeneniym veroyatnostno-statisticheskikh metodov i tekhnologiy mashinnogo obucheniya kak element SUTSTs GTS PAO "Gazprom"]. In: *Proc. of the 8th International conference "Maintenance and repair of fixed assets of Gazprom PJSC" – 2016*. Moscow: MAKS Press, 2017, pp. 163–186. (Russ.).
3. KOVALENKO, S.V., I.V. RYAKHOVSKIKH, A.B. DOKUTOVICH, et al. Principle of predicting a possible type (nature) of an accident at a trunk gas pipeline based on recognition of images [Printsip prognozirovaniya vozmozhnogo tipa (prirody) avarii na magistralnom gazoprovode, osnovanny na raspoznavanii obrazov]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2018, no. 6, pp. 25–29. ISSN 0016-5581. (Russ.).
4. KUIIMOV, S.N., S.V. BAUSOV, A.I. ISTOMIN, et al. Informational and analytical provision for technical conditioning of gas pipelines subject to stress-corrosion cracking [Informatsionno-analiticheskoye soprovozhdeniye protsessov upravleniya tekhnicheskim sostoyaniym gazoprovodov, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 131–139. ISSN 2306-8949. (Russ.).
5. NEFEDOV, S.V., I.V. RYAKHOVSKIKH, R.I. BOGDANOV, et al. Planning of diagnostics and repairs at the sections of Gazprom Transgaz Yugorsk gas mains subject to stress corrosion [Planirovaniye diagnosticheskikh i remontnykh rabot na uchastkakh lineynoy chasti magistralnykh gazoprovodov OOO "Gazprom transgaz Yugorsk", podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 88–96. ISSN 2306-8949. (Russ.).
6. RYAKHOVSKIKH, I.V., R.I. BOGDANOV, A.B. ARABEY. Regularities of pipelines stress corrosion cracking [online]. In: *Proc. of the 14th Pipeline Technology Conference 2019, March 19–21, Berlin, Germany*, p. 13. Available from: <https://www.pipeline-conference.com/abstracts/regularities-pipelines-stress-corrosion-cracking>
7. RYAKHOVSKIKH, I.V., R.I. BOGDANOV, I.G. RODIONOVA, et al. Patterns of stress-corrosion cracking of pipe steels [Zakonomernosti korroziionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem trubnykh staley]. In: *Collected papers of the IX Eurasian scientific & research conference "Strength of heterogeneous structures"* [Prochnost neodnorodnykh struktur (PROST-2018)]. Moscow: Studio-Print, 2018, p. 191. (Russ.).
8. MALKIN, A.I., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO, et al. Processes of crack initiation and propagation on the steels of main pipelines [Protssesy zarozhdeniya i rosta korroziionnykh treshchin na staly magistralnykh truboprovodov]. Pt. II: The kinetics of crack growth and environmental effects on SCC of pipeline steels in aqueous media [Kineticheskiye zakonomernosti i vliyaniye usloviy ekspluatatsii na KRN trubnykh staley v vodnykh sredakh]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2010, no. 2, pp. 1–13. ISSN 1813-7016. (Russ.).
9. CANADIAN ENERGY PIPELINE ASSOCIATION. *Stress corrosion cracking: Recommended practices*. 2nd ed. Calgary, Alberta, Canada: CEPA, 2007.
10. CHENG, Y.F. *Stress corrosion cracking of pipelines*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
11. YEZHOV, A.A., S.A. SHUMSKIY. *Neurocomputing and its applications in economics and business* [Neyrokomp'yuting i yego primeneniye v ekonomike i biznese]. Moscow: MEPhI, 1998. (Russ.).
12. KANTYUKOV, R.R., O.B. BUTUSOV. Neural-network methods for assessment of gas supply systems impact to ecological state of environment [Neyrosetevyye metody otsenki vozdeystviya sistem gazosnabzheniya na ekologicheskoye sostoyaniye okruzhayushchey sredy]. In: *Collected papers of the IX International*

- scientific-practical conference «Logistics and Economics of resource saving and energy saving in industry» (MNPК «LERAP-9-2015»)*. 2015, pp. 344–348. (Russ.).
13. CHEN, W. Modeling and prediction of stress corrosion cracking of pipeline steels. In: EL-SHERIK, A.M. (ed.). *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies. Production and Transmission*. 1st ed. Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2017, ch.30, pp. 707–748.
 14. ZHAO, J., W. CHEN, M. YU, et al. Steels exposed to near-neutral pH environments: dissolution crack growth and occurrence of crack dormancy in stage I. *Metallurgical and Materials Transactions A*. April 2017, vol. 48, is. 4, pp. 1629–1640. ISSN 1073-5623.
 15. GINTEN, M., T. PENNEY, I. RICHARDSON, et al. An integrated approach to the integrity management of stress corrosion cracking in pipelines: a case study. In: *Proc. of Rio Pipeline Conference & Exposition, September 24–26, 2013*.
 16. YESIYEV, T.S., I.V. RYAKHOVSKIKH, S.S. MASHUROV, et al. Application of statistical methods and GIS-technologies for assessment of stress-corrosion status of the gas mains facilities [Ispolzovaniye statisticheskikh metodov i GIS-tekhnologiy dlya otsenki stress-korroziionnogo sostoyaniya ob'yektov MG]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2010, no. 7, pp. 53–56. ISSN 0016-5581. (Russ.).
 17. MIRZOYEV, Abdugaffor M., M.S. IVASHCHENKO, A.I. MARSHAKOV. Connectionist pattern for stresscorrosion damage of sectors within the linear part of Gazprom Transgaz Yugorsk LLC gas mains [Neyrosetevaya model stress-korroziionnoy povrezhdennosti uchastkov lineynoy chasti magistralnykh gazoprovodov OOO “Gazprom transgaz Yugorsk”]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 108–112. ISSN 2306-8949. (Russ.).
 18. ROSENBLAT, F. *Principles of neurodynamics: Perseptrons and the theory of brain mechanisms*. Washington D.C.: Spartan books, 1968.
 19. HAYKIN, S. *Neural networks. A comprehensive foundation*. 2nd ed. Hamilton, Ontario, Canada: Prentice Hall – McMaster University, 2006.
 20. KINGMA, D.P., J. BA. Adam: a method for stochastic optimization. In: *3rd International conference for learning representations*, San Diego, 2015, pp. 1–15.

УДК [620.194.22:622.691.4.053]:620.172.25

Approach and experiences regarding the rehabilitation of stress-corroded pipelines by the stress test

C. Günther^{1*}, U. Marewski¹, M. Steiner¹

¹ Open Grid Europe GmbH, Bld. 5, Kallenbergstr., Essen, 45141, Germany

* E-mail: christina.guenther@open-grid-europe.com

Keywords:

stress corrosion,
corroded pipelines,
crack,
stress test,
rehabilitation.

Abstract. Experiences in the laboratory and in the field prove that the stress test is suitable for rehabilitating pipelines in operation with axial stress corrosion cracking. The stress test is the only integral strength test in which strength-reducing axial faults are eliminated and remaining faults are mitigated through stress displacement. Hence, this test is not only suitable for checking but also for optimising pipelines. If after the stress test the conditions for stress corrosion cracking still remain, the stress test need to be repeated at defined intervals based on the growth of the cracks. As a qualifying statement, it must be said that faults in the circumferential direction or at an angle to the longitudinal axis of a pipe can be eliminated only to a very small extent with this method.

Basics of the stress test

The stress test was introduced in Germany in the 1970s. It is a water pressure test in which a pipeline is being filled with water section by section and then is stressed to its yield strength. The implementation and evaluation of this procedure are regulated in the VdTÜV (*germ.* Verband der Technischen Überwachungs-Vereine, e.V.)¹ data sheet «Pipelines 1060 – Guidelines for conducting the stress test»² and in the *germ.* Deutsche Verein des Gas- und Wasserfaches e.V.³ code of practice «DVGW G 469:2010. Pressure testing methods for gas transmission/gas distribution». The stress test is an integral strength test in which prior stresses, such as installation stresses, are relieved, and unstable strength-reducing defects, such as cracks, can be eliminated. Consequently, this test method is aimed not only at checking but also at optimising the pipeline and has been used for more than 40 years on new and operating pipelines [1].

In the stress test, the test pressure should be as high as possible but should not cause inadmissible deformation. Therefore, the maximum test (operating) pressure p is determined by the flow through the weakest pipe in the test section, as otherwise inadmissible widening would occur. However, at the same time, it must be ensured that the pipe with the highest value of wall thickness times yield strength is stressed to at least 85 % of its yield strength to fulfil the second requirement, the elevation profile of the pipeline and/or the hydrostatic pressure of the water must be taken into account. In practice, this often limits the length of the pipeline section that can be tested.

Course of the stress test. A quantified stress test with «training effect» is suitable for rehabilitating a defective active pipeline, for example, one damaged by stress corrosion cracking (fig. 1). First, the maximum test pressure is applied to a tested section by a fast increasing of the hydrostatic pressure followed by an immediate small reduction. After a holding time of 60 to 90 minutes at this reduced test pressure, the pressure is relieved to at least 2 bar at the highest point of the pipeline. This must be held for 30 minutes so that stress displacement can occur at the crack-tips. The pipeline is once again subjected to pressure, almost to the maximum test pressure. A holding time is also defined for this pressure period (fig. 2). Because of material effects, such as plastic reformation or the Bauschinger effect, it is quite possible that faults will be eliminated only during this second holding time. Due to the resulting elimination of unstable cracks, this method is especially good for rehabilitating pipelines damaged by stress corrosion cracking [1]. As a result, the

¹ Association of Technical Inspection Agencies.

² See: *germ.* VdTÜV MB ROHR 1060. Richtlinien für die Durchführung des Stresstests. April 2018.

³ German Technical and Scientific Association for Gas and Water.

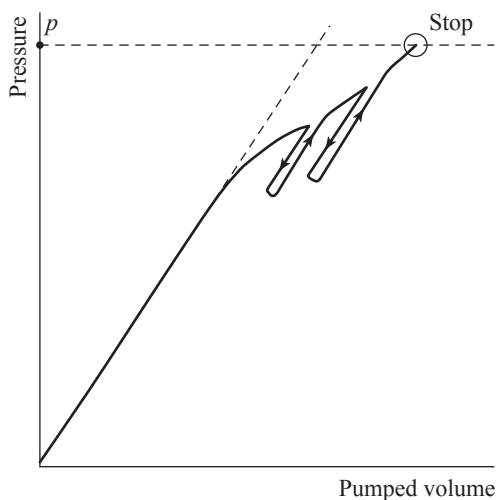


Fig. 1. Pressure versus pumped volume for a quantitative stress test [1]

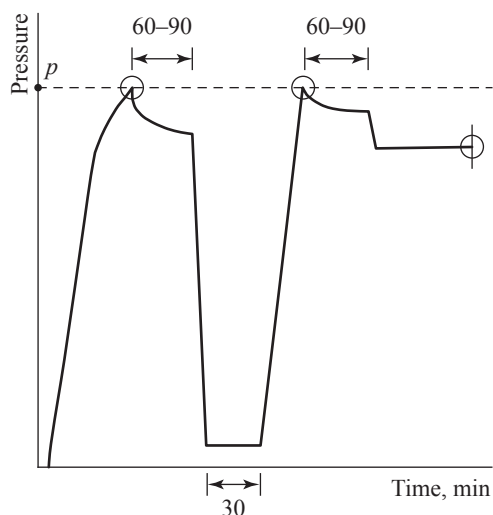


Fig. 2. Course of a stress test [1]

stress test is also mentioned in various international guidelines⁴ for handling pipelines damaged by stress corrosion cracking as the best tool for removing critical and almost critical axial cracks.

Calculating the remaining defect geometries in the pipeline. Barlow's formula is used to dimension the pipeline; hence, the following formula is applied for calculating the required wall thickness t :

$$t = \frac{p \cdot oD}{2\sigma},$$

where oD is the external diameter and σ is the maximum permitted circumferential stress. If an axial defect exists with a length c and a depth d , the strength of the material that has been assumed previously during dimensioning is reduced accordingly. The effect of a defect on the load-bearing capacity of a pipe can be calculated using the Battelle concept [2]. This concept assumes that the failure of a pipe with a semi-elliptical crack depends only on the remaining bearing cross section. The resulting failure pressures of a pipe (L485, oD 1000, $t = 16,8$ mm) with various crack geometries are shown as examples in fig. 3.

If $c = 0$ mm, failure occurs at the limit load-bearing capacity of the pipe. For longer cracks, the pressure at which failure occurs is very dependent on d [3]. In this example, a crack depth of 2 mm results in a minor reduction in failure pressure (approx. 5 %), while a 10 mm deep crack considerably reduces the pressure at which failure occurs (more than 50 %). Because of the effects on safety, the type of failure (leak or break) is very important and can also be calculated according to Battelle concept. If the failure of the pipe is above the amber-coloured curve (see fig. 3), it will occur as a break, and below this curve, as a leak. Two examples of pipeline breaks are shown in fig. 4. For most of the crack geometries shown in fig. 3 the calculated failure pressures are above the leak-before-break curve, which explains why in these cases a break occurs in the event of failure. For the chosen example, without a prior stress test, the pipe would fail with a break at 100 bar operating pressure if a very long ($c > 420$ mm) and deep ($d > 10$ mm) crack existed. This and other crack geometries would have been eliminated with a prior stress test.

The stress test stresses the pipeline well in excess of p . If p reaches the failure pressure of the corresponding defect geometry, the defective pipe fails and is replaced. Because of this, after the stress test it can be assured that pipes with remaining faults will not fail at operating pressure. Fig. 5 shows a qualitative sketch of the limit geometries for longitudinal cracks that remain after various levels of stress in a pipeline. Assuming the same c value, the more shallow faults would

⁴ See: UKOPA/GP/009. UK Onshore Pipeline Operators' Association – Industry good practice guide. Near neutral pH and high pH stress corrosion cracking [online]. 2015. Available from: <http://www.ukopa.co.uk/documents/UKOPA-GPG009.pdf>; CEPA. Recommended practices for managing near-neutral pH stress corrosion cracking. 3rd ed. Calgary, Alberta, 2015.

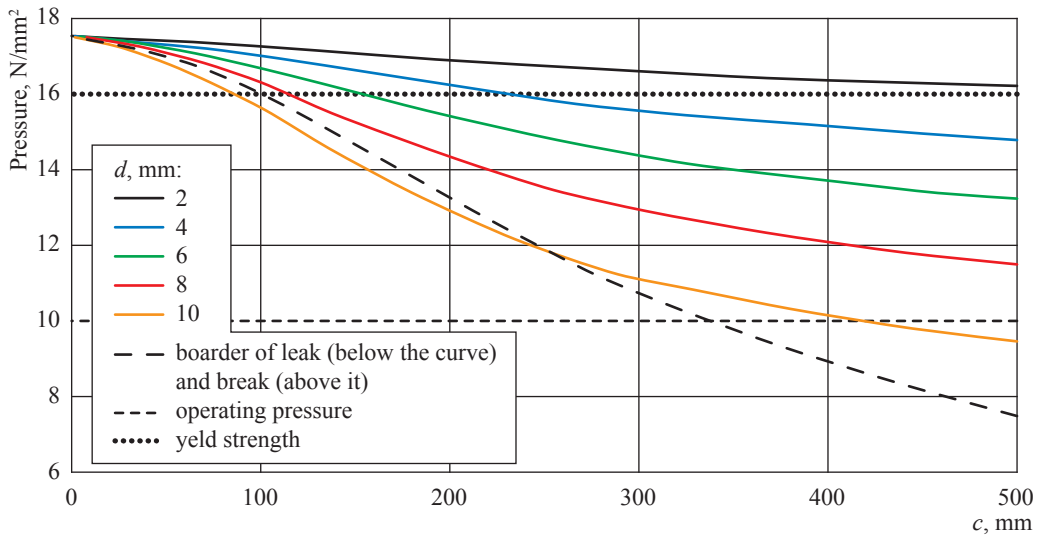


Fig. 3. Failure pressures of various faults and leak/break behaviour on a pipe

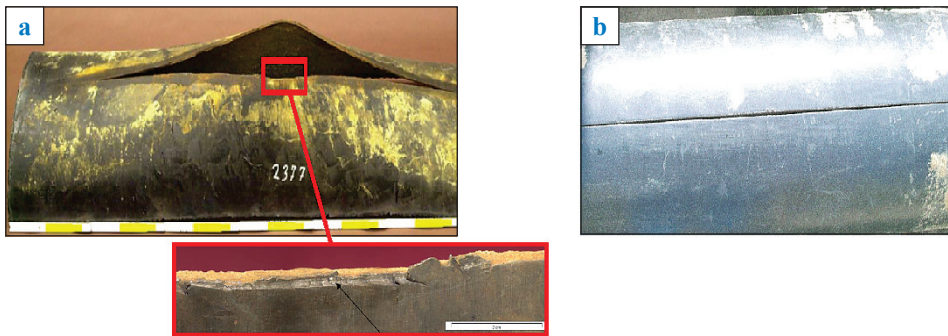


Fig. 4. Examples of pipeline ruptures during stress tests [4, 5]:
 a – failure due to a groove caused by mechanical damage;
 b – longitudinal weld of an HFW-pipe is split open

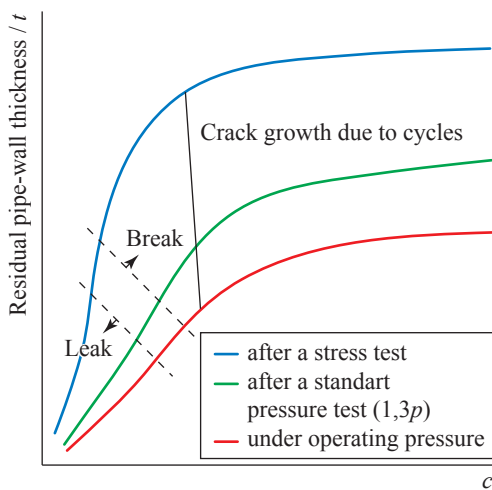


Fig. 5. Qualitative sketch of remaining crack sizes after different types of pressure loadings [1]

be eliminated with a stress test than with a pressure test at $1,3p$. Consequently, after a stress test lesser faults remain in the pipeline than would be the case with a usual pressure test or with no pressure test. Shorter cracks cause leaks in case of failure, while pipelines with longer cracks fail due to a break. Due to the internal pressure of the stress test, the stresses for faults in the circumferential or diagonal directions are much less than for longitudinal cracks. Therefore, very high pressures must be chosen to eliminate existing circumferential cracks. Even under these conditions, only very long and deep circumferential cracks would lead to failure. This is why in practice application of stress tests for elimination of circumferential cracks is limited [6].

With the cracks that were not eliminated during the stress test, the stress occurring during the test causes stress displacement, and at the crack tips there is a yielding in the material, which is associated with residual compression stresses. Therefore, after the stress test these faults usually exhibit delayed growth of cracks as a result of load cycles if there is no additional driver like stress corrosion cracking.

An example of the stress test on a gas pipeline damage by stress corrosion cracking

At the end of the 1980s a gas leak occurred as the result of a rupture in a high pressure city gas pipeline that was constructed for an operating pressure of 55 bar. The 76 km long pipeline (oD 600, $t = 10,2$ mm, material St 52-3 according to DIN 17100) was previously tested with air at $1,1p$ during commissioning. The detailed damage analysis showed that the damage was caused by hydrogen-induced corrosion cracking. The conditions for this were provided by the moist city gas and its components (CO , CO_2 , O_2) and, in addition, water remained in the pipeline after the construction phase [7]. As a result of the investigation, the pressure in the pipeline was limited to 10 bar. However, due to increased supply requirements the pipeline was still to be used to transport natural gas with no reduction in pressure. For the necessary rehabilitation of the pipeline, in addition to other measures, such as cathodic corrosion protection, it was decided to carry out a stress test to eliminate or at least mitigate stress corrosion cracking inside the pipeline. After that the product ought to be changed to dry natural gas to prevent further crack growth.

Laboratory tests. First, laboratory tests were conducted to prove that the stress test was suitable

to rehabilitate this pipeline [8]. Dismantled pipe sections damaged by stress corrosion cracking were used to simulate the stress test in the laboratory (fig. 6).

The course of the investigation programme was defined by an expert for pipeline construction in coordination with VdTÜV. A maximum test pressure of 138 bar was applied to the dismantled sections. In accordance with the procedure for a quantified stress test with «training effect», the components were stressed, relieved and stressed again with the holding times taken into account. The dismantled sections did not fail during this test. Based on ultrasound investigations it was shown that the stress test had triggered a stress conversion so that the investigated cracks had not grown when stress was applied the second time. In subsequent metallography investigations plastification of the crack base was also shown (fig. 7), associated with rounding of the crack tips and the development of residual compression stresses. These residual compression stresses have a stress-reducing effect, i.e. with local stresses, they mitigate the crack areas. After simulation of the stress test, sustained internal pressure tests (test facility shown in fig. 8) were carried out on the stressed components to investigate long-term behaviour of the stressed cracked pipeline sections. The components did not fail during this test either. These results proved that the stress test was suitable for rehabilitating the damaged pipeline, and the stress test was decided to be carried out on the pipeline [8].

Carrying out the stress test. Before the quantified stress test with «training effect» was carried out, the general conditions for testing the pipeline had been defined. Seventeen test sections had been assigned with a maximum height difference of 73 m. Because of the height



Fig. 6. Stress corrosion cracking on the inner pipe surface [8]

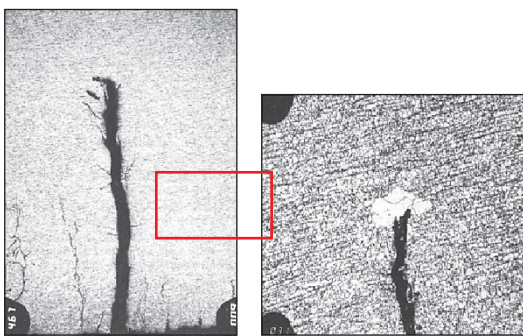


Fig. 7. Expanded crack (left) and plastic deformation (right) after simulation of the stress test [8]



Fig. 8. Rupture pit to carry out sustained pressure tests



Fig. 9. Widening of a pipe after the stress test

differences, the lengths of the sections had varied between 530 and 12500 m. The test pressure at the low point of the pipeline had been not to exceed 137 bar. Based on the material, the remaining integral circumferential expansion had been defined as maximum 0,2075 %.

References

1. CAMP, H.J., de la. Prüfen und Optimieren mittels «Stresstest». In: *BBR*. 2006, no. 7–8, pp. 18–23. (Germ.). Available from: <https://slidex.tips/download/prfen-und-optimieren-mittels-stresstest>
2. COSHAM, A., P. HOPKINS. The pipeline defect assessment manual. In: *Proc. of IPC 2002*. IPC02-27067.
3. KIEFNER, J.F. *Role of hydrostatic testing in pipeline integrity assessment* [online]. Presented at Northeast Pipeline Integrity Workshop, Albany, New York, 2001. Available from: <https://pdfs.semanticscholar.org/4ed9/b92944d8d6fc1f32e7f44c1f6ee09d6b21af.pdf>
4. LAIMMER, J. *Schadensuntersuchung an einem beim Streßtest geborstenen Rohr*. 2002. (Germ.).
5. EPLE: *Druckprüfung und Abnahme von Gashochdruckleitungen über 16 bar*. 2003. (Germ.).
6. DECHANT, K.E. *Streßtest-Prüfziel und bisherige Erfahrungen*. *3R international*. 1976, vol. 15, no. 1, pp. 26–30. (Germ.).

The pressure test was set up and carried out in accordance with VdTÜV data sheet² 1060. While the sections were being filled with water, the flow, total volume, pressure, water temperature and the time were recorded. When the test pressure was applied, the pressure, volume of water pressed in and pressure increase rate inside the pipeline were recorded. During the specified holding times, the pressure and air temperature were being measured every hour. The temperature at the wall of the pipe was also being measured at least every four hours.

During the stress test, ten breaks occurred in four of the 17 pressure test sections. The rupture pressure varied from 59,2 to 130,7 bar. After each failure, the damaged pipe was replaced, and the stress test was repeated for that section.

After the stress tests, pigging was carried out to remove the remaining water, followed by geometry pigging to rule out inadmissible widening (fig. 9). Before the individual test sections were integrated, the pipeline had to be dried to rule out renewed corrosion damage. Air drying was carried out in accordance with a technically recognised method. On completion of the stress test, the respective rehabilitation and the measures described above, the pipeline was filled with natural gas. As a result of the stress test the pipeline could be described as rehabilitated and be operated at 55 bar with no further conditions imposed. Six years after the stress test the pipeline worked at an operating pressure of >50 bar with no problems or failures. A cost comparison between construction of a new pipeline and the rehabilitation process showed that the stress test, including rehabilitation, costed just 50 % of what a new pipeline would have cost. Consequently, the rehabilitation can be described as a success.

7. BUSACK, V., U. HOFFMANN, K. PEIN, et al. Beispiel der Anwendung des Stresstests bei einer durch Spannungsrißkorrosionen geschädigten Leitung. *GWF*. 1998, vol. 139, no. 2, pp. 75–83. ISSN 0367-3839. (Germ.).
8. DELBECK, W., A. ENGEL, Z. KNOCINSKI, et al. Auswirkung des Stresstests auf spannungsrißkorrosionsgeschädigte Leitungsbauteile. *GWF*. 1993, vol. 134, no. 5, pp. 263–271. ISSN 0367-3839. (Germ.).

Принципы и опыт восстановления трубопроводов, подвергшихся коррозионному растрескиванию под напряжением, путем нагрузочного тестирования

К. Гюнтер^{1*}, У. Маревски¹, М. Стайнер¹

¹ Open Grid Europe GmbH, Германия, 45141, г. Эссен, Каленбергштрассе, д. 5

* E-mail: christina.guenther@open-grid-europe.com

Тезисы. Практика лабораторных и полевых испытаний показала, что нагрузочные испытания позволяют восстанавливать работоспособность действующих трубопроводов со стресс-коррозионными дефектами. Установлено, что нагружение – это единственный вид комплексных прочностных испытаний, способный ликвидировать в трубах осевые дефекты, снижающие сопротивляемость материала труб деформации (разрыву), при этом влияние сохранившихся после процедуры трещин смягчается остаточными напряжениями сжатия. В связи с этим нагрузочные испытания предлагается применять не только с целью технической диагностики состояния трубопроводов, но и для их реставрации. Если по завершении соответствующих работ условия, благоприятствующие стресс-коррозии, сохраняются, тест необходимо повторить спустя некоторое время, определяемое скоростью роста трещин. Следует, однако, уточнить, что кольцевые трещины либо трещины, расположенные под углом к продольной оси трубы, лишь в малой степени поддаются уничтожению указанным способом.

Ключевые слова: коррозионное растрескивание под напряжением, дефектный трубопровод, трещина, испытание нагружением, восстановление работоспособности.

УДК 620.194.22:622.691.4.053

Магистральные газопроводы в условиях интенсивных механических воздействий: особенности строительства и защиты от коррозии

Д.Н. Запечалов^{1*}, Ю.А. Маянц¹, Н.Н. Глазов¹

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

* E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Ключевые слова: магистральный газопровод, коррозионный процесс, изоляционное покрытие, обратная засыпка, механические воздействия.

Тезисы. Надежность газопроводов во многом обеспечивается сохранностью наружного изоляционного защитного покрытия. Современные покрытия заводского нанесения как наиболее широко применяемые отличаются относительно высокими прочностными характеристиками и долговечностью в расчете на сохранение их свойств в течение всего периода эксплуатации газопроводов. Основным фактором риска повреждений защитного покрытия и металла труб и возможного развития коррозионных процессов являются механические воздействия на этапах транспортировки, строительства и начальном этапе эксплуатации газопроводов. Особыми зонами риска при этом служат участки трассового нанесения покрытий в области сварных стыков. Повреждение покрытий в последующем может катализировать формирование и развитие коррозионных повреждений как в открытых дефектах покрытия, так и на участках отслоения.

Создание универсальных покрытий, т.е. стойких к любым механическим воздействиям, технически и технологически возможно, но влечет за собой большие дополнительные затраты. Интенсивные механические воздействия на трубопровод возникают, как правило, в особых условиях прокладки газопроводов, когда поверхность газопровода плотно контактирует с крупными фракциями грунта или скальными выступами. В ряде случаев можно предугадать вероятность таких механических воздействий и предупредить их. Это касается прокладки газопроводов в открытую траншею в скальных, гравийно-галечниковых и мерзлых грунтах. При этом возможно принять меры по созданию вокруг трубопровода относительно мягкого слоя грунта, защищающего его поверхность от прямого контакта с крупными фракциями.

В другой типичной ситуации – при прокладке трубопроводов бестраншейными методами – возможность интенсивных воздействий на поверхность трубопровода сложно прогнозировать.

Защита трубопроводов при траншейной прокладке

При строительстве подземных трубопроводов, особенно в горных условиях, зачастую требуется обеспечить подсыпку и присыпку трубопровода привозным грунтом, что резко увеличивает затраты на строительство. В случае когда карьеры кондиционного грунта вблизи места работ отсутствуют, этот вопрос встает крайне остро. Кроме удорожания строительных работ необходимость замены грунта создает риски злоупотреблений различного рода, осложняющих процесс строительства во всем мире.

В зарубежной практике строительства подземных трубопроводов при необходимости замены грунта широко применяются методы технической мелиорации грунта, внедрения машин и оборудования для дробления и отсева скальной породы. Эти мероприятия позволяют избежать чрезмерных логистических затрат и упростить строительный контроль выполнения работ.

В России применяются методы технической мелиорации просадочных грунтов. При работах на скальных, гравийно-галечниковых и мерзлых грунтах такие решения практически не используются. В основополагающих отечественных нормативных

документах¹ для этих грунтов отмечается необходимость подсыпки на глубину не менее 10 см под трубопроводом и присыпки на высоту 20 см над верхней образующей трубопровода мягкого грунта (сыпучего минерального грунта, твердые фракции которого в поперечнике достигают размера 50 мм)². Само понятие «мягкий грунт» в грунтоведении отсутствует³, это словосочетание является дословным переводом с английского языка, где термин *soft soil* обозначает любые мелкодисперсные среды.

В нормативных документах 1970-х гг. термин «мягкий грунт» раскрывался в следующем контексте: «При засыпке трубопровода и кабеля связи мерзлым грунтом, содержащим комья размером более 50 мм в поперечнике, а также грунтом, содержащим щебень, крупный гравий и другие крупные включения, изоляционное покрытие следует предохранять от повреждений присыпкой мягким грунтом на толщину 20 см или применять защитные покрытия и приспособления»⁴. Очевидно, что тогда в составе «мягкого грунта» предполагалось отсутствие комьев, щебня, крупного гравия и других крупных включений с численно не обозначенными размерами.

В настоящее время «мягкими» считают все виды минерального грунта с любыми включениями не более 50 мм в поперечнике без уточнения гранулометрического состава (за исключением отдельных отраслевых документов⁵, где указаны требования к гранулометрическому составу). Такое существенное снижение требований к грунтам подсыпки и присыпки обусловлено прогрессом в области противокоррозионных защитных покрытий, прочность и стойкость к внешним механическим воздействиям которых значительно возросли (табл. 1).

Если ГОСТ 9.015-74 в плане стойкости к внешним механическим воздействиям устанавливал только требование к прочности при ударе (5,0 Дж на 1 мм толщины), то в настоящее время для защитных покрытий магистральных газопроводов требования к прочности при ударе могут достигать 12,5 Дж/мм (см. ГОСТ 31448-2012), к пене-трации – 0,1...0,3 мм при 20 °С в зависимости от типа покрытия (см. табл. 1, строки 3–6). С учетом развития технологий строительства методами протаскивания и направленного бурения во вновь разрабатываемых документах предложено ввести требования по стойкости защитных покрытий к прорезанию.

Однако главной функцией этих покрытий является обеспечение защиты металла труб от коррозионного воздействия внешней среды (грунтового электролита), и перечисленные выше параметры не отражают другого возможного проявления внешнего воздействия крупных частиц грунта – локальных деформаций металла стальной трубы [1, 2].

Нормативными документами предусмотрена возможность замены решения о кондиционировании грунта с крупными включениями на использование различных конструкций и материалов для дополнительной механической защиты поверхности трубопровода. Применение дополнительной защиты поверхности трубопровода от внешних механических воздействий поверх противокоррозионного покрытия позволяет кардинально изменить требования к грунтам вокруг трубопровода.

Принципиально конструкции покрытий, обеспечивающих дополнительную механическую защиту поверхности трубопровода от механических воздействий, можно разделить на два типа: «мягкую» и «жесткую» механическую защиту. Мягкими можно считать покрытия для механической защиты труб, которые не изменяют общих параметров трубопровода, таких как изгибная и кольцевая жесткость. К этим покрытиям относят все виды полимерных покрытий, скальный лист и т.п. Фактически это конструкция «труба в трубе», где материал наружной трубы имеет модуль упругости на несколько порядков ниже, чем у трубной стали (рис. 1).

Мягкие покрытия отличаются низкой прочностью, но защищают газопровод удержанием грунта на некотором расстоянии от поверхности трубы. Поэтому функциональность

¹ См.: СП 36.13330.2012. Магистральные трубопроводы. Актуализированная редакция СНиП 2.05.06-85; СП 86.13330.2014. Магистральные трубопроводы / пересмотр актуализированного СНиП III-42-80. Магистральные трубопроводы (СП 86.13330.2012).

² См.: Пахомов С.И. Краткий справочник по грунтоведению / С.И. Пахомов, Ю.К. Егоров, О.Р. Озмидов и др. – М.: МостДорГеоТрест, 2011. – 59 с.

³ Там же.

⁴ См.: СНиП III-Д.10-72. Магистральные трубопроводы. Правила производства и приемки работ.

⁵ См.: СТО Газпром 2-2.1-206-2008. Документы нормативные для проектирования, строительства и эксплуатации объектов ОАО «Газпром». Сооружение газопроводов в горных условиях.

Таблица 1

**Параметры защитных покрытий, характеризующие их стойкость
к внешним механическим воздействиям**

Нормативный документ*	Прочность при ударе**, Дж, на 1 мм толщины покрытия	Пенетрация, или сопротивление вдавлванию**, мм, не более	Стойкость к прорезанию, или остаточная толщина, мм
ГОСТ 9.015-74	5,0	Не нормируется	Не нормируется
ГОСТ 25812-83	15,0***	Не нормируется	Не нормируется
ГОСТ Р 51164-98	5,0 (до 1220 мм) и 6,0 (свыше 1220 мм)	0,2 (до 20 °С)...0,3 (более 20 °С) – все покрытия усиленного типа	Не нормируется
ГОСТ 9.602-89 и его редакция 2005 г.	8,0 (до 1220 мм), 10,0 (1220 мм и более)	0,2 (до 20 °С)...0,3 (более 20 °С) – все покрытия весьма усиленного типа	Не нормируется
ГОСТ 31445-2012	12,5	Не нормируется	Не нормируется
ГОСТ 31448-2012	6,0 (полиэтилен); 8,0 (полипропилен)	0,1(полипропилен); 0,15...0,2 (полиэтилен)	Не нормируется
ГОСТ 9.602-2016	8,0	0,3 (все покрытия)	Описание метода испытаний
Проект ГОСТ 25812 в окончательной редакции (разработан с участием ООО «Газпром ВНИИГАЗ»)	6,0...8,0...10,0 (по типам покрытий)	0,1...0,3 (по группам покрытий)	Не менее 1,5 (прорезание не более 30 % толщины покрытия), метод по ГОСТ 9.602-2016

* См.: ГОСТ 9.015-74. Единая система защиты от коррозии и старения. Подземные сооружения. Общие технические требования» (с Изменениями № 1, 2); ГОСТ 25812-83. Трубопроводы стальные магистральные. Общие требования к защите от коррозии; ГОСТ Р 51164-98. Трубопроводы стальные магистральные. Общие требования к защите от коррозии; ГОСТ 31445-2012. Трубы стальные и чугунные с защитными покрытиями. Технические требования; ГОСТ 31448-2012. Трубы стальные с защитными наружными покрытиями для магистральных газонефтепроводов. Технические условия; ГОСТ 9.602-2016. Единая система защиты от коррозии и старения. Сооружения подземные. Общие требования к защите от коррозии (см. также предыдущие редакции 1989 и 2005 гг.).

** Приведены максимальные нормативы для покрытий заводского нанесения из экструдированного полиэтилена и полипропилена для труб большого (> 820 мм) диаметра.

*** На 3 мм толщины покрытия.



Рис. 1. Разновидности мягких покрытий для защиты трубопроводов от механических воздействий: а – защитный мат; б – скальный лист; в – полимерный профиль (может быть жестким)

мягких покрытий определяется их объемными параметрами.

В течение длительного периода допускалось применение мягких покрытий из местных природных материалов [3]. Однако через некоторое время эти материалы сгнивали, крупные обломки породы и элементы стяжки (стальная проволока) упирались в поверхность трубопровода и могли повреждать защитное покрытие и металл труб. Сегодня

в качестве дополнительной механической защиты разрешается применять футеровку (только из негниющих материалов) и бетонирования (см. ГОСТ Р 51164-98).

Мягкие покрытия должны предотвратить непосредственное соприкосновение поверхности трубопровода и крупных частиц грунта, для чего толщина покрытия должна быть соизмерима с размерами максимальной фракции грунта. Этот тип защитных средств весьма

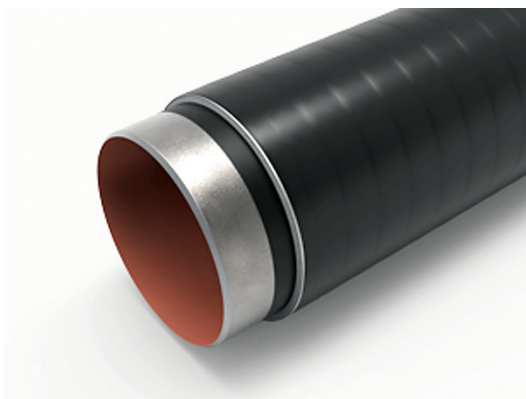


Рис. 2. Защитное бетонное покрытие

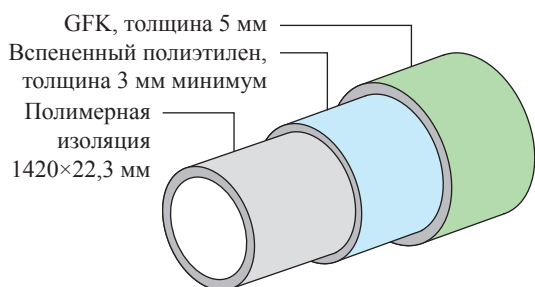


Рис. 3. Комбинированное покрытие трубы с защитным слоем на основе стекловолокна (GFK) и специальной связующей композиции

эффективен, однако обладает и недостатками, а именно:

- синтетические покрытия значительной толщины стоят дорого;
- мягкие покрытия обычно требуют существенного объема транспортных и монтажных работ на трассе, затрудняют строительный контроль при укладке;
- они слабо защемляют трубопровод в продольном направлении, поэтому их нецелесообразно применять в районах концевых участков трубопровода, примыкающих к заболоченным территориям, перемычек, на углах поворота с уменьшенным радиусом и т.п.

Жесткие покрытия не обволакивают крупные фракции грунта, а противостоят их воздействию, оказывая им прямое силовое противодействие. Они обычно представляют собой композитные материалы, нанесенные (в основном в заводских условиях) на полимерное противокоррозионное покрытие (рис. 2).

Другой вариант покрытия для механической защиты, нашедший применение на ряде европейских инфраструктурных газотранспортных проектов, – усиливающее покрытие на основе стекловолокна и специальной

связующей композиции, наносимое в условиях трубного завода поверх слоя основного защитного противокоррозионного покрытия из экструдированного полиэтилена (рис. 3).

За счет своей прочности жесткие покрытия для защиты от механических воздействий позволяют уберечь основной металл трубы и обеспечить целостность основного противокоррозионного защитного покрытия при локальном воздействии крупных обломков горной породы на трубопровод.

Обеспечение сохранности элементов оборудования электрохимической защиты и коррозионного мониторинга

Требования к средствам электрохимической защиты (ЭХЗ) в скальных грунтах ранее рассматривались только в отношении основных функциональных характеристик⁶ при условиях применения мягкого грунта для подсыпки и присыпки трубопровода. С учетом снижения требований к характеристикам грунта наряду

⁶ Р Газпром 9.2-005-2009. Защита от коррозии. Критерии защищенности от коррозии для участков газопроводов, проложенных в высокоомных (скальных, песчаных, многолетнемерзлых) грунтах.

с дополнительной защитой поверхности газопровода необходимо принимать добавочные меры для сохранения элементов оборудования ЭХЗ и коррозионного мониторинга.

Кабели и соединительные элементы могут быть защищены с использованием дополнительных средств (например, защитных матов) и контроля операций по монтажу и засыпке кабельной продукции. Ситуация с элементами, предполагающими электролитический контакт с грунтом (электроды сравнения длительного действия, датчики коррозии, протяженные анодные заземления), требует тщательной оценки условий расположения оборудования и порядка проведения работ по его монтажу. В отношении механических повреждений решением для таких элементов может стать конструктивная защита заводского исполнения: внешняя оболочка и наполнитель анодного заземления; дополнительная внешняя неудаляемая упаковка с проводящей средой вокруг электрода сравнения или датчика скорости коррозии. При этом для указанных элементов подсыпка либо засыпка мягким грунтом является обязательной.

Несущая способность образцов горных пород

Особенности прочностных характеристик горных пород обусловлены низким сопротивлением растяжению и хрупкостью. В результате разрушение образцов горных пород неправильной формы всегда происходит за счет напряжений среза и растяжения.

Основным методом определения прочности горных пород на растяжение является метод раскалывания цилиндрического образца. Метод раздавливания бетонных цилиндрических образцов, положенных на бок между плоскими плитами испытательного пресса, впервые был применен в Бразилии [4]. Опубликованные в 1949 г. Ф. Карнейро и Барселлосом результаты и методика исследований послужили тому, что в Европе он стал известен как «бразильский». Указанными авторами рекомендовано предел прочности при растяжении (σ_p) определять по формуле Герца:

$$\sigma_p = \frac{2P}{\pi dl}, \quad (1)$$

где P – разрушающее усилие, развиваемое прессом, Н; d – диаметр образца, мм; l – длина образца, мм (рис. 4).

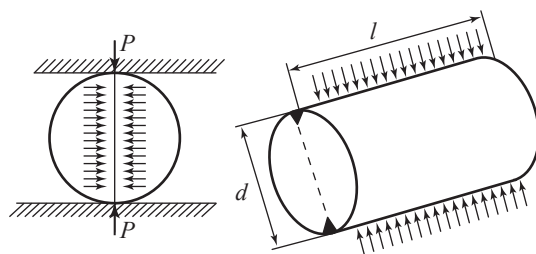


Рис. 4. Упругая линия пролета трубопровода

Испытания на разрушение раскалыванием цилиндрического образца проводились в отношении различных материалов [5]. Хорошие результаты получены только на тех материалах, относительное удлинение которых составляло от 0,2 до 10 %. При относительном удлинении сверх 10 % образец не разрушался, а сплющивался, а при удлинении меньше 0,2 % (белый чугун, керамические материалы, цемент) разрушение происходило без предварительного образования клиньев по нескольким вертикальным плоскостям, подобно обычной сжатию очень хрупкого материала со смазанными торцовыми поверхностями.

Г.Б. Данилевский в работах по теоретическому обоснованию определения прочности на растяжение методом раскалывания отмечает, что нагрузка, возникающая на контактах образцов с плитами пресса, распределяется не линейно, а по некоторой площадке сжатия [6]. В результате на горных породах небольшой твердости наблюдается образование уплотненных ядер в форме клиньев, способствующих разрушению образца. Это приводит к отклонению от теоретической схемы нагружения образца при раскалывании. Для определения предела прочности при растяжении рекомендуется формула

$$\sigma_p = K \frac{P}{F}, \quad (2)$$

где F – площадь разрушения образца, мм². Коэффициент K изменяется от 0,78 до 1 в зависимости от параметров породного клина, раскалывающего образец.

Максимальные точечные усилия, которые могут воздействовать на поверхность трубопровода

Энергосиловые характеристики процесса разрушения горных пород потребовалось определять при разработке методов расчета технологических и конструктивных параметров

нагрузок, действующих в элементах машин для измельчения строительных материалов [7]. Большой объем исследований разрушения крупных кусков горных пород выполнен В.А. Бауманом и Б.В. Клушанцевым [8].

Б.В. Клушанцев показал, что действующее на плиту при дроблении горных пород усилие

$$Q = K \frac{\pi^2}{8} \sigma_p F_{\text{дроб}}, \quad (3)$$

где $K = 3$ – коэффициент, учитывающий разрыхление и одновременность разрушения кусков за одно качание щеки; $\sigma_p = 6 \dots 7$ МПа; $F_{\text{дроб}}$ – активная площадь дробящей плиты (участвующей в измельчении материала), м^2 .

Исследования проф. В.А. Баумана подтвердили, что среднее удельное усилие дробления (расчетное давление) на поверхности дробящей плиты щековой дробилки при дроблении прочных пород (предел прочности на сжатие ≈ 300 МПа) составляет 2,7 МПа.

Таким образом, с учетом крепости горной породы [9] для инженерной оценки максимального точечного усилия Q_{max} , Н, которое может действовать на поверхность трубы, допустимо воспользоваться формулой

$$F_{\text{max}} = \frac{\pi D^2}{4} \frac{2,7 \text{ МПа}}{0,3} \frac{f}{15} \approx \frac{f}{2} \text{ МПа} \cdot D^2, \quad (4)$$

где D – максимальный размер крупной фракции горной породы, мм; f – коэффициент крепости горной породы, по М.М. Протодьяконову [9].

Например, по М.М. Протодьяконову, для кусков горной породы различных категорий крепости (к.кр.) максимальным размером 100 мм получим следующие значения Q_{max} , кН:

- 100 – I к.кр. ($f = 20$);
- 75 – II к.кр. ($f = 15$);

- 50 – III к.кр. ($f = 10$);
- 30 – IV к.кр. ($f = 6$).

Зная характеристики крупной фракции грунта, можно назначить несущую способность жесткого покрытия.

Выполненные оценки относятся к условиям, в которых реализуемы большие локальные воздействия. Такие усилия возможны только на уровне ниже оси трубы, т.е. там, где находится грунт подсыпки и подбивки. Выше оси трубы возникновение таких локальных усилий невозможно. В этой зоне опасным является ударное воздействие падающих кусков. Мягкое защитное покрытие должно обеспечить полное поглощение кинетической энергии падающего куска породы, не допуская его контакта с антикоррозионным покрытием. Жесткое покрытие должно обеспечить отсутствие повреждений при падении кусков породы на трубопровод. При этом сила, возникающая при ударе, не должна быть больше несущей способности покрытия. Однако природа этой силы иная. Если в нижней части трубы это статическое усилие, то в верхней – динамическое.

На основании результатов проводимого в ООО «Газпром ВНИИГАЗ» комплекса исследований и ряда натурных экспериментов предложено подразделять покрытия по степени обеспечения защиты поверхности трубопровода от внешних механических воздействий на шесть классов (табл. 2).

Условия гористой местности зачастую требуют укладки протаскиванием, когда укладываемая плеть протягивается по поверхности грунта. Обычно в этих случаях применяются различные методы футеровки, благодаря которой образуются защитные покрытия, можно сказать, промежуточного типа, так как

Таблица 2

**Требования к механическим свойствам жестких покрытий
в зависимости от их класса защиты от механических воздействий**

Класс защиты	Стойкость к прокалыванию, кН	Стойкость к удару, Дж	Условный максимально допустимый размер фракции грунта, мм
I	5	7	30
II	25	50	65
III	35	100	80
IV	50	140	95
V	70	280	115
VI	100	400	135

Примечание. Условный максимально допустимый размер фракции соответствует обломкам горной породы правильной формы с сопротивлением сдвигу 7 МПа (очень прочные горные породы, встречающиеся на трассах газопроводов).

их жесткость достаточно высока для обеспечения абразивной стойкости при относительно низком коэффициенте трения.

Применение вместо футеровки жестких защитных покрытий может оказаться весьма рациональным, так как позволяет обеспечить более высокие параметры прокладки, чем при использовании любых методов футеровки мягкими покрытиями. В то же время, при применении жестких покрытий следует учитывать конкретные грунтовые условия расположения трубопровода и транспортную схему доставки труб, а также и некоторые их конструктивные особенности, которые главным образом обусловлены весовыми характеристиками труб и увеличением изгибной жесткости трубопровода (при использовании жестких бетонных покрытий). Этот эффект приводит к увеличению усилия, приходящегося на трубоукладчики при укладке трубопровода, а также к необходимости увеличения радиуса упругого изгиба трубы.

Назначая прочностные параметры жесткого покрытия, следует корректно учитывать возможные нагрузки на рассматриваемый участок трубопровода, так как чрезмерная погоня за прочностью бетонных покрытий на сжатие ведет к увеличению изгибной жесткости обетонированной трубы.

Полученные результаты позволяют сделать некоторые выводы. Например, необходимо устанавливать требования:

- к свойствам покрытий для защиты трубопроводов от механических воздействий дифференцированно для различных типов грунтов;
- к фракционному составу грунта обратной засыпки в зависимости не только от свойств трубопровода и защитного покрытия, но и от прочностных свойств горных пород, входящих в состав грунта.

Обоснованное назначение параметров покрытий для защиты поверхности трубопроводов от интенсивных механических воздействий позволит варьировать требования к грунтам обратной засыпки и рационально ограничить использование привозного грунта и параметры дробления скальной породы при обеспечении

требуемого качества строительства. Для формирования нормативной основы такого решения необходимо проведение комплекса научно-исследовательских работ, которые позволят установить и систематизировать требования к оптимальным параметрам и условиям применения покрытий для защиты трубопроводов от механических воздействий с учетом свойств скальных грунтов.

Список литературы

1. Лизин В.Т. Проектирование тонкостенных конструкций / В.Т. Лизин, В.А. Пяткин. – М.: Машиностроение, 1976. – 408 с.
2. Велиюлин И.И. О коррозии трубопроводов / И.И. Велиюлин, Р.А. Кантюков, Н.М. Якупов и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2015. – № 1 (61). – С. 45–50.
3. Бородавкин П.П. Сооружение трубопроводов в горах / П.П. Бородавкин, В.М. Глоба. – М.: Недра, 1978.
4. Ильницкая Е.И. Свойства горных пород и методы их определения / Е.И. Ильницкая, Р.И. Тедер, Е.С. Ватолин и др. – М.: Недра, 1969. – 392 с.
5. Верховский А.В. Определение предела прочности при растяжении методом сжатия цилиндрических образцов / А.В. Верховский, В.В. Романовская // Заводская лаборатория. – 1951. – № 11.
6. Данилевский Г.Б. Исследование раскалывания как метода определения прочности каменных горных пород: автореф. дис. ... к.т.н. / Г.Б. Данилевский. – Харьков, 1963.
7. Сергеев В.П. Строительные машины и оборудование: учеб. для вузов по спец. «Строит. машины и оборудование» / В.П. Сергеев. – М.: Высшая школа, 1987. – 376 с.
8. Бауман В.А. Механическое оборудование предприятий строительных материалов, изделий и конструкций: учеб. для строительных вузов / В.А. Бауман, Б.В. Клушанцев, В.Д. Мартынов. – 2-е изд. перераб. – М.: Машиностроение, 1981. – 324 с.
9. Барон Л.И. Коэффициенты крепости горных пород / Л.И. Барон. – М.: Наука, 1972. – 176 с.

Gas mains subject to intensive mechanical exposure: peculiarities of pipelining and anticorrosive protection

D.N. Zapevalov^{1*}, Yu.A. Mayants¹, N.N. Glazov¹

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

* E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. Reliability of gas pipelines in larger part is provided by integrity of their external insulation. Modern yard coatings as the most popular type of insulation demonstrate relatively high strength performance and durability with an eye to preservation of their properties during the entire lifecycle of pipelines. The main risk factors in respect to damage of a coating and a parent pipe metal, and possible corrosive attack in future are mechanical exposures during transportation, building and initial operation of a pipeline. Special risk zones here are the sections of route-isolated welded pipe joints. Further, either open or subcutaneous defects of insulation coatings can boost pipeline corrosion.

Keywords: trunk gas pipeline, corrosive process, insulation blanket, backfill, mechanical exposure.

Reference

1. LIZIN, V.T., V.A. PYATKIN. *Design of thin-walled structures* [Proyektirovaniye tonkostennykh konstruksiy]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1976. (Russ.).
2. VELIYULIN, I.I., R.A. KANTYUKOV, N.M. YAKUPOV, et al. On corrosion of pipelines [O korrozii truboprovodov]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2015, no. № 1 (61), pp. 45–50. ISSN 2070-6820. (Russ.).
3. BORODAVKIN, P.P., V.M. GLOBALA. *Building of pipelines in the mountains* [Sooruzheniye truboprovodov v gorakh]. Moscow: Nedra, 1978. (Russ.).
4. ILNITSKAYA, Ye.I., R.I. TEDER, Ye.S. VATOLIN, et al. *Properties of rocks and methods for their determination* [Svoystva gornyykh porod i metody ikh opredeleniya]. Moscow: Nedra, 1969. (Russ.).
5. VERKHOVSKIY, A.V., V.V. ROMANOVSKAYA. Determination of tensile strength by compression of cylinder samples [Opredeleniye predela prochnosti pri rastyazhenii metodom szhatiya tsilindricheskikh obratstov]. *Zavodskaya Laboratoriya*. 1951, no. 11. (Russ.).
6. DANILEVSKIY, G.B. *Studying fissuring as a method for determining strength of rocks* [Issledovaniye raskalyvaniya kak metoda opredeleniya prochnosti kamennykh gornyykh porod]: synopsis of candidate thesis (engineer.). Kharkov Automobile and Road Institute (KhADI). Kharkov, 1963. (Russ.).
7. SERGEYEV, V.P. *Building machines and equipment* [Stroitelnyye mashiny i oborudovaniye]. Moscow: Vysshaya Shkola, 1987. (Russ.).
8. BAUMAN, V.A., B.V. KLUSHANTSEV, V.D. MARTYNOV. *Machinery at plants manufacturing construction supplies and structures* [Mekhanicheskoye oborydovaniye predpriyatiy stroitelnykh materialov, izdeliy i konstruksiy]. 2nd ed., revised. Moscow: Mashinostroyeniye, 1981. (Russ.).
9. BARON, L.I. *Hardness coefficients of rocks* [Koyeffitsiyenty kreposti gornyykh porod]. Moscow: Nauka, 1972. (Russ.).

УДК 620.194.22:622.691.4.053

Мониторинг напряженного состояния газопроводов как необходимый элемент контроля коррозионного растрескивания

Д.М. Ляпичев^{1,2*}, А.С. Лопатин², Д.П. Никулина²

¹ АО «Газпром энергетическая компания», Российская Федерация, 115304, г. Москва, ул. Луганская, д. 11

² РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина, Российская Федерация, 119991, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 65, к. 1

* E-mail: D.Lyapichev@oeg.gazprom.ru

Ключевые слова:

газопровод, коррозионное растрескивание под напряжением, оценка напряженно-деформированного состояния металла, внутритрубная дефектоскопия, мониторинг протяженными волоконно-оптическими сенсорами, планово-высотное положение, монтажное напряжение.

Тезисы. Коррозионное растрескивание под напряжением является одним из наиболее опасных коррозионных процессов. На кинетику данного процесса влияет множество факторов, в том числе напряженно-деформированное состояние металла труб и соединительных деталей трубопроводов. Известно, что при повышенном уровне напряженного состояния могут интенсифицироваться электрохимические процессы, а в случае превышения напряжениями критических значений происходит развитие дефектов. Отдельного внимания заслуживают дефекты коррозионного растрескивания, ориентированные в кольцевом направлении, выявление которых существующими технологиями диагностирования затруднено. Степень опасности таких дефектов в основном зависит от уровня продольных напряжений, для достоверной оценки которых требуются расчетно-экспериментальные исследования. В рамках статьи обосновывается необходимость мониторинга (периодического и непрерывного) параметров технического состояния газопроводов, которые используются для оценки их напряженно-деформированного состояния и, как следствие, стойкости к коррозионному растрескиванию. Показано, что точное определение планово-высотного положения трубопроводов и учет монтажных напряжений являются критически важными условиями достоверной оценки степени опасности дефектов коррозионного растрескивания.

Одним из основных факторов, определяющих кинетику процесса коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), является напряженно-деформированное состояние (НДС) материала конструкций. Известно, что металл труб и соединительных деталей газопроводов находится в сложном напряженном состоянии, обусловленном множеством нагрузок и воздействий, которым он подвергается в процессе эксплуатации [1]. Соответственно, исследование влияния НДС металла труб на протекание КРН газопроводов является актуальной научно-технической задачей, без решения которой невозможно обеспечить достоверную оценку безопасности и остаточного ресурса газопроводов, подверженных воздействию коррозионных сред.

Большинство научных публикаций, посвященных оценке влияния НДС труб на зарождение и развитие дефектов КРН, ограничиваются исследованиями металла в простом (линейном) напряженном состоянии, а те немногие работы, в которых исследуется влияние сложного (плоского и объемного) напряженного состояния, как правило, завершаются только констатацией факта влияния вида напряженного состояния без какой-либо его количественной оценки [2, 3]. Кроме того, указанные работы исчерпываются анализом результатов лабораторных экспериментов, вследствие чего вопрос о практическом применении полученных результатов остается открытым.

Очевидно, что необходимым условием достоверной оценки возможности протекания КРН на конкретном участке трубопровода является точное определение текущего НДС металла, а также знание истории его изменения в процессе всего жизненного цикла. В настоящее время для оценки НДС конструкций применяют экспериментальные, расчетные и расчетно-экспериментальные методы. Экспериментальные методы позволяют достаточно точно оценить НДС локальных зон металла труб, но не позволяют сделать это для протяженных участков, кроме того, они имеют значительные недостатки [4].

Расчетные методы основаны на аналитическом или численном решении систем дифференциальных уравнений механики деформируемого твердого тела. При этом для успешной оценки НДС расчетная схема трубопровода должна включать как минимум данные о геометрической форме ненагруженного трубопровода, свойствах применяемых материалов, нагрузках и воздействиях на трубопровод. Данные берут из результатов предпроектных изысканий, и они далеко не всегда точно соответствуют фактическим условиям эксплуатации, поэтому расчетные методы применяются, как правило, только при проектировании, когда нет возможности уточнения информации.

В отличие от расчетных, расчетно-экспериментальные методы основаны на использовании результатов натурных измерений различных параметров состояния трубопроводов, анализе режимов работы и условий их нагружения. В процессе оценки НДС расчетная схема трубопровода корректируется до достижения максимального соответствия расчетного НДС и результатов его экспериментальной оценки в локальных сечениях. При необходимости достоверность полученного решения проверяется путем сравнения расчетных и экспериментальных значений в дополнительных, произвольно выбираемых, сечениях трубопровода.

Среди методов оценки НДС, позиционируемых разработчиками в качестве расчетно-экспериментальных, в последнее время наиболее популярны внутритрубная дефектоскопия (ВТД), а также мониторинг протяженными волоконно-оптическими сенсорами (ВОС). В рамках настоящей работы анализируется возможность применения указанных методов для оценки НДС с целью предупреждения развития КРН, показана необходимость обеспечения высокой точности оценки НДС, а также предлагается комплексный подход к организации мониторинга газопроводов.

Анализ современных расчетно-экспериментальных методов

Нельзя не отметить, что отдельными компаниями, оказывающими услуги ВТД, декларируется возможность достоверной оценки НДС трубопроводов путем пропуска снарядов с навигационными системами, позволяющими определять плано-высотное положение трубопровода с точностью 1...1,5 м. В качестве основного критерия оценки допустимости

уровня НДС при этом используется радиус упругого изгиба трубопровода, определяемый с погрешностью 15...20 %.

Однако достоверно оценить НДС трубопроводов лишь на основании данных о плано-высотном положении невозможно, так как уровень продольных напряжений в трубопроводах определяется не только упругим изгибом его оси, но и условиями его нагружения, в том числе характером закрепления трубопровода в грунте. Так, например, на прямолинейном участке стального трубопровода, полностью защемленном в грунте и находящемся только под действием внутреннего давления, возникают продольные напряжения, составляющие 30 % от кольцевых. В то же время на аналогичном по форме участке, но не закрепленном в грунте, уровень продольных напряжений при нагружении внутренним давлением будет близок к нулю. Кроме того, оценка НДС, основанная только на данных ВТД, не позволяет учесть монтажные напряжения, зачастую имеющие высокие значения.

Нередко в качестве расчетно-экспериментального метода оценки НДС позиционируют также мониторинг протяженных участков трубопроводов с применением ВОС – волоконно-оптических кабелей, которые либо закрепляются вдоль оси трубопровода поверх защитного покрытия, либо укладываются с трубопроводом в одну траншею. При анализе данных, регистрируемых ВОС, оценивается изменение частоты бриллюэновского рассеяния, зависящей от уровня деформации и/или температуры кабеля.

Очевидным преимуществом использования ВОС является возможность непрерывного мониторинга изменения состояния трубопроводов без привлечения дополнительной техники и специализированных организаций. Кроме того, ВОС не требуют электропитания, взрывопожаробезопасны и нечувствительны к электромагнитным воздействиям. В лабораторных условиях применение ВОС показало достаточно хорошие результаты [5].

Тем не менее данный способ имеет ряд существенных недостатков, а именно не позволяет оценить:

- уровень монтажных напряжений, так как ВОС монтируются после сварки трубопровода;
- деформированное состояние конкретного сечения трубопровода, так как измеряется только усредненная на отрезке 0,5...1,5 м деформация кабеля;

- общее напряженное состояние, так как ВОС не дают информации обо всех компонентах деформации, а фиксируют лишь продольную деформацию кабеля;

- точное плано-высотное положение, привязав его к каким-либо реперам (возможно только определение участка кабеля, подвергшегося деформации).

Кроме того, при отслоении от трубопровода защитного покрытия увеличивается погрешность измерений ВОС, так как в этом случае сенсор измеряет деформацию изоляции, а не трубопровода.

Таким образом, рассмотренные методы обладают и достоинствами, и недостатками, что обуславливает необходимость оценки возможности их применения для контроля процесса КРН. Проанализируем далее, какое влияние оказывают погрешности рассмотренных методов на достоверность оценки факторов КРН.

Погрешность определения радиуса упругого изгиба

Рассмотрим влияние погрешности определения минимального радиуса R упругого изгиба трубопровода на примере оценки опасности единичного дефекта КРН, ориентированного перпендикулярно оси трубопровода. Основные расчетные характеристики рассматриваемого участка представлены в табл. 1. Для этого оценим изменение расчетной степени опасности трещины длиной $2a$ и глубиной b при изменении R в интервале 400...1000 м (рис. 1).

Для расчета воспользуемся известными соотношениями механики разрушения и теории сопротивления материалов [6]. Коэффициенты интенсивности напряжений K_{IA} и K_{IB} соответственно в точках A и B , Па·м^{1/2}, (см. рис. 1) найдем по следующим формулам:

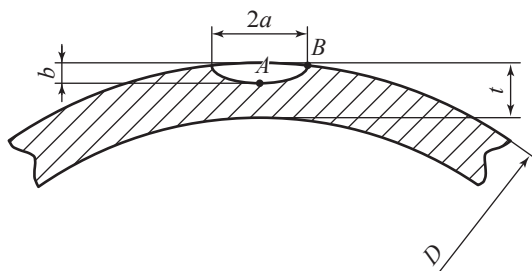


Рис. 1. Единичный кольцевой дефект КРН

$$K_{IA} = \sigma_t \sqrt{\pi b} \frac{M}{\Phi};$$

$$K_{IB} = \sigma_t \sqrt{\pi b} \frac{M}{\Phi} S, \quad (1)$$

$$M = \left(1,13 - 0,09 \frac{b}{a}\right) + \left(-0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \alpha}\right) \left(\frac{b}{t}\right)^2 + \left(0,5 - \frac{1}{0,65 + \alpha} + 14(1 - \alpha)^{2,4}\right) \left(\frac{b}{t}\right)^4, \quad (2)$$

$$\Phi^2 = 1 + 1,464 \left(\frac{b}{a}\right)^{1,65}, \quad (3)$$

$$S = \left(1,1 + 0,35 \left(\frac{b}{t}\right)^2\right) \sqrt{\frac{b}{a}}, \quad (4)$$

где σ_t – растягивающее напряжение в брутто-сечении, Па.

Величину σ_t определим по формуле

$$\sigma_t = \mu \frac{Pd}{2t} - \alpha E \Delta T \pm \frac{Ed}{2R}, \quad (5)$$

где d – внутренний диаметр, м; ΔT принимается положительным.

При анализе результатов расчета допустим, что развитие дефекта в магистральную

Таблица 1

Расчетные характеристики дефектного элемента газопровода

Внешний диаметр, D , м	1,02
Толщина стенки трубы, t , м	0,01
Рабочее давление, P , Па	$5,4 \cdot 10^6$
Температурный перепад, ΔT , К	-10
Коэффициент линейного расширения металла трубы, α , К ⁻¹	$1,2 \cdot 10^{-5}$
Коэффициент Пуассона, μ	0,3
Модуль Юнга, E , Па	$2,06 \cdot 10^{11}$
Модель материала	Линейная, упругая
Критический коэффициент интенсивности напряжений, K_{IC} , Па·м ^{1/2}	$25 \cdot 10^6$
Глубина дефекта, b , м	0,0015
Полудлина дефекта, a , м	0,03
Защемление в грунте	Жесткое

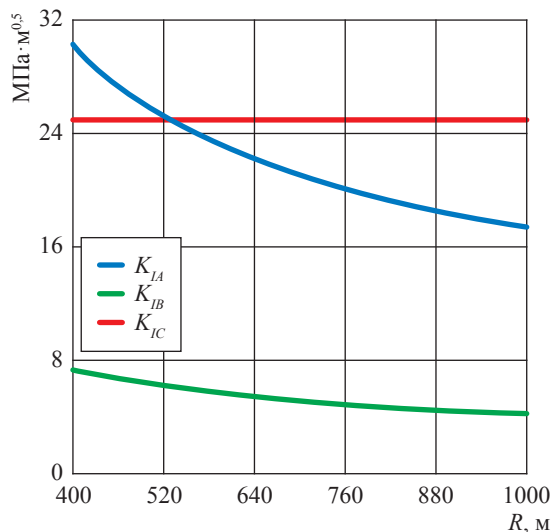


Рис. 2. Графики изменения коэффициентов интенсивности напряжений в зависимости от радиуса упругого изгиба трубопровода

трещину и последующее разрушение происходит после превышения действующим коэффициентом интенсивности напряжений критической величины K_{IC} . На рис. 2 представлены результаты расчета K_{IA} и K_{IB} рассматриваемого дефекта. Как видно на графике, $K_{IA} > K_{IC}$ при $R < 530$ м. В то же время при $R = 580$ м $K_{IA} = 23,63$ МПа·м^{0,5}, $K_{IB} = 5,85$ МПа·м^{0,5}, что меньше критического значения $K_{IC} = 25$ МПа·м^{0,5}.

Таким образом, ошибка при определении значения R даже на 50 м (т.е. погрешность менее 15 %) может привести к неверной оценке опасности дефекта и, как следствие, к недооценке остаточного ресурса газопровода.

Погрешность определения НДС газопроводов без учета монтажных напряжений

Рассмотрим возможную погрешность оценки НДС, обусловленную монтажными напряжениями, возникающими еще до эксплуатации трубопроводов. Достоверно определить уровень монтажных напряжений, возникающих в процессе строительно-монтажных работ, можно только экспериментально, в частности, путем применения интеллектуальных вставок [4]. Опыт установки интеллектуальных вставок на газопроводе Россия – Турция показал, что монтажные продольные напряжения способны достигать уровня 120 МПа (табл. 2).

Определим влияние такой погрешности на оценку опасности рассмотренного ранее дефекта, подставив в формулы (1)–(4) геометрические параметры из табл. 1 и приняв $\sigma_t = 120$ МПа. В результате получим, что игнорирование монтажных напряжений может привести к погрешностям определения K_{IA} и K_{IB} соответственно 9,828 и 2,435 МПа·м^{0,5}, что соответственно составляет 39,3 и 9,7 % от K_{IC} .

Обсуждение результатов

Анализ показывает, что в отдельности ни один из рассмотренных методов не позволяет оценить НДС металла газопроводов с точностью, требуемой для достоверной оценки опасности дефектов КРН, ориентированных в кольцевом направлении. Основная проблема – точное определение уровня продольных напряжений, которые оказывают влияние и на дефекты КРН с кольцевой ориентацией, и на продольные дефекты: уровень продольных напряжений влияет на размеры упруго-пластической зоны по фронту дефекта, а также на уровень напряжений в этой зоне [7]. Кроме того, поскольку

Таблица 2

Уровень монтажных напряжений в отдельных сечениях газопровода Россия – Турция (до начала эксплуатации)

Место установки интеллектуальной вставки	Заводской номер интеллектуальной вставки	Продольное напряжение, МПа
Щель Березовая	2	23
р. Безепс	4	22
Склон (321 км)	10	57
Склон (325 км)	11	57
Тоннель (355 км)	14	78
Тоннель (355 км)	16	120
Тоннель (357 км)	15	45

напряжения влияют на скорость электрохимических процессов [8], повышение точности оценки НДС актуально с точки зрения прогнозирования ожидаемых скоростей зарождения и развития дефектов КРН.

Основными путями снижения погрешности оценки продольных напряжений, возникающей из-за недостаточной точности определения планово-высотного положения трубопровода, видятся совершенствование аппаратной части навигационных систем снарядов-дефектоскопов, выполнение периодических внутритрубных обследований на одних и тех же участках, а также применение современных алгоритмов обработки данных. Учитывая тот факт, что влияние на зарождение и развитие дефектов КРН также оказывают кольцевые напряжения и деформации, уровень которых во многом зависит от формы поперечного сечения трубы, кроме определения формы оси трубопровода следует осуществлять обязательную профилометрию газопроводов.

Для снижения погрешности, обусловленной наличием монтажных напряжений, целесообразно применять встраиваемые средства мониторинга НДС, например интеллектуальные вставки.

На основании изложенного при определении участков трубопроводов, потенциально опасных в отношении КРН, предлагается выполнять комплекс работ, обеспечивающих мониторинг их НДС на протяжении всего жизненного цикла. При проектировании трубопроводов следует предусматривать установку комплексных систем непрерывного мониторинга технического состояния на участках, НДС которых в процессе эксплуатации заведомо будет повышенным, при этом обязательным элементом таких систем должны стать средства оценки уровня монтажных продольных напряжений, а также средства контроля возможного изменения структурно-чувствительных характеристик трещиностойкости материала трубопроводов.

Перед вводом строящихся газопроводов в эксплуатацию необходимо предусматривать обязательное выполнение ВТД, в том числе дефектоскопиями-профилемерами, а также дефектоскопиями, оснащенными высокоточными навигационными системами. В отношении эксплуатируемых трубопроводов необходимы периодические внутритрубные обследования,

а также установка комплексных систем мониторинга на участках, опыт эксплуатации которых свидетельствует о возможных непроектных нагрузках и воздействиях.

Выполнение описанного комплекса работ позволит определять фактическое НДС трубопроводов с высокой точностью и, как следствие, повысит точность оценки опасности зарождения и развития дефектов КРН.

Список литературы

1. Кантюков Р.А. Моделирование напряженно-деформированного состояния цилиндрического тела с локальным углублением трехмерными конечными элементами / Р.А. Кантюков, Н.М. Якупов, И.М. Тамеев и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2012. – № 2 (50). – С. 53–60.
2. Стеклов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением / О.И. Стеклов. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
3. Арабей А.Б. Влияние особенностей технологии производства труб на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением / А.Б. Арабей, Т.С. Есиев, И.В. Ряховских // Газовая промышленность. – 2012. – № 2. – С. 52–54.
4. Ляпичев Д.М. Современные подходы к организации мониторинга напряженно-деформированного состояния технологических трубопроводов компрессорных станций / Д.М. Ляпичев, Б.Л. Житомирский // Газовая промышленность. – 2016. – № 11. – С. 46–53.
5. Исламов Р.Р. Совершенствование системы мониторинга технического состояния протяженных участков магистральных нефтегазопроводов применением волоконно-оптических сенсоров деформации: дис. ... к.т.н.: 25.00.19 / Р.Р. Исламов. – Ухта, 2018. – 168 с.
6. Бородин В.И. Расчетно-экспериментальное обоснование эффективности применения систем мониторинга газопроводов для достоверной оценки их технического состояния / В.И. Бородин, Д.М. Ляпичев, Р.Е. Шепелев // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. – 2019. – № 2. – С. 28–33.
7. Ляпичев Д.М. Оценка влияния напряженного состояния подземных газопроводов на их стойкость к коррозионному растрескиванию: дис. ... к.т.н.: 25.00.19 / Д.М. Ляпичев. – М., 2015. – 156 с.
8. Гутман Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии / Э.М. Гутман. – М.: Металлургия, 1981. – 271 с.

Monitoring of pipeline tension as a necessary element of corrosion cracking control

D.M. Lyapichev^{1,2*}, A.S. Lopatin², D.P. Nikulina²

¹ Gazprom Orenenergogaz JSC, Bld. 11, Luganskaya street, Moscow, 115304, Russian Federation

² National University of Oil and Gas "Gubkin University", Bld. 1, Est. 65, Leninskiy prospect, Moscow, 119991, Russian Federation

* E-mail: D.Lyapichev@oeg.gazprom.ru

Abstract. Stress corrosion cracking is one of the most dangerous corrosive processes. Its kinetics is affected by many factors including the stress-strained status of metal pipes and joints. It is known that in case of excessive tension some electrochemical processes can speed up; and if stresses exceed critical values, the defects will develop. Special attention should be paid to stress-corrosion cracks which are directed circumferentially. Detecting of such cracks by means of common diagnostic technologies is rather troublesome. Severity of such defects mainly depends on axis stresses, which valid estimation need design-and-test studies.

This article substantiates necessity to monitor (both periodically and permanently) technical status of gas pipelines, namely those parameters that serve as criteria of their stress-strained behavior and, consequently, stress corrosion resistivity. Authors indicate that accurate determination of the planned-high-attitude position and accounting of the assembly stresses are critically important for valid assessment of stress-corrosion cracks hazardousness.

Keywords: gas pipeline, stress-corrosion cracking, assessment of stress-strain behavior of metal, in-line flaw inspection, monitoring with fiber-optic sensors, planned-high-attitude position, assembly stress.

References

1. KANTYUKOV, R.A., N.M. YAKUPOV, I.M. TAMEYEV, et al. Modelling stress-strain behavior of a cylinder body with a local cavity using 3D finite elements [Modelirovaniye napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya tsilindricheskogo tela s lokalnym uglubleniyem trekhmernymi konechnymi elementami]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2012, no. 2 (50), pp. 53–60. ISSN 2070-6820. (Russ.).
2. STEKLOV, O.I. *Stress-corrosion resistivity of materials and structures* [Stoykost materialov i konstruksiy k korrozii pod napryazheniyem]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1990. (Russ.).
3. ARABEY, A.B., T.S. YESIYEV, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Influence of features of the pipe production technology on resistance to stress corrosion cracking during the operation of main gas pipelines [Vliyaniye osobennostey tekhnologii proizvodstva trub na stoykost k korroziionnoy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2012, no. 2(673), pp. 52–54. ISSN 0016-5581. (Russ.).
4. LYAPICHEV, D.M., B.L. ZHITOMIRSKIY. Modern approaches to monitoring stress-strain behavior of the process pipelines at compressor stations [Sovremennyye podkhody k organizatsii monitoring napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya tekhnologicheskikh truboprovodov kompressornykh stantsiy]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2016, no. 11, pp. 46–53. ISSN 0016-5581. (Russ.).
5. ISLAMOVI, R.R. *Perfection of a system for monitoring technical status of extended sections of oil-and-gas mains using the fiber-optical strain gauges* [Sovershenstvovaniye sistemy monitoringa tekhnicheskogo sostoyaniya protyazhennykh uchastkov magistralnykh neftegazoprovodov primeneniym volokonno-opticheskikh sensorov deformatsii]. Candidate thesis (engineering). Ukhta State Technical University. Ukhta, Russia, 2018. (Russ.).
6. BORODIN, V.I., D.M. LYAPICHEV, R.Ye. SHEPELEV. Design-experimental feasibility verification of monitoring systems applicability for authentic assessment of technical status of gas pipelines [Raschetno-eksperimentalnoye obosnovaniye effektivnosti primeneniya system monitoring gazoprovodov dlya dostovernoy otsenki ikh tekhnicheskogo sostoyaniya]. *Oborudovaniye i Tekhnologii dlya Neftegazovogo Kompleksa*. 2019, no. 2, pp. 28–33. ISSN 1999-6934. (Russ.).
7. LYAPICHEV, D.M. *Estimating impact of underground gas pipelines stress status to their resistivity to corrosion cracking* [Otsenka vliyaniya napryazhennogo sostoyaniya podzemnykh gazoprovodov na ikh stoykost k korroziionnoy rastreskivaniyu]. Candidate thesis (engineering). Bauman Moscow State Technical University. Moscow, 2015. (Russ.).
8. GUTMAN, E.M. *Mechanochemistry of metals and anticorrosive protection* [Mekhanokhimiya metallov i zashchita ot korrozii]. Moscow: Metallurgiya, 1981. (Russ.).

УДК 621.6.076:620.197

Повышение эффективности противокоррозионной защиты поврежденных участков магистральных газопроводов с использованием ингибированных систем изоляционных покрытий

И.В. Ряховских^{1*}, Р.И. Богданов¹, Р.В. Кашковский¹, В.В. Подольская¹,
А.В. Сахон², Р.В. Игошин²

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

² ПАО «Газпром», Российская Федерация, 190900, г. Санкт-Петербург, BOX 1255

* E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Ключевые слова:
коррозия,
магистральный
газопровод,
стресс-коррозия,
дефект,
ингибитор,
защитное покрытие.

Тезисы. Работа содержит анализ поврежденности газопроводов газотранспортной системы ПАО «Газпром» эксплуатационными дефектами коррозионного и стресс-коррозионного происхождения. Установлено, что значительная часть выявляемых дефектов труб не оказывает серьезного влияния на прочность газопроводов, при этом в процессе ремонта такие трубы заменяют на новые по критерию суммарной приведенной длины дефектов. Технологически целесообразным и возможным методом ремонта указанных труб с незначительными по глубине повреждениями является их трассовая переизоляция. Такая технология позволяет исключить контакт поверхности металла трубы с грунтовым электролитом, полностью предотвращая дальнейшее развитие эксплуатационных дефектов. Результаты лабораторных и опытно-промышленных испытаний авторы обосновывают возможность повышения эффективности профилактики развития эксплуатационных дефектов внешней стенки труб при использовании ингибированных изоляционных покрытий трассового нанесения. Показаны перспективы применения ингибиторов в составе отвердителя эпоксидного праймера термоусаживающихся манжет для изоляции кольцевых сварных швов.

К настоящему времени все более весомым критическим фактором износа газотранспортной системы ПАО «Газпром» становится развитие дефектов подпленочной коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) в результате деградации защитных изоляционных покрытий [1–4]. Коррозионному и стресс-коррозионному разрушению подвержены магистральные газопроводы (МГ), изоли-

рованные пленочными защитными покрытиями трассового нанесения, вне зависимости от конструкции труб, размеров и технологии их производства. В большинстве случаев дефекты располагаются по нижней образующей трубопровода в диапазоне от 3 до 9 ч условного циферблата. Нижняя образующая трубы является наиболее уязвимым местом деформации пленочного покрытия под воздействием сдвиговых напряжений, вызванных сезонной просадкой грунта (рис. 1). В связи с этим в указанной зоне формируются условия для длительного контакта металла трубы с околотрубным электролитом. Отмеченный факт подтверждается результатами статистического анализа аварийности МГ по причине КРН, согласно которым количество отказов трубопроводов, защищенных полимерными ленточными покрытиями трассового нанесения, практически в 30 раз превосходит аналогичный показатель для трубопроводов с битумными или заводским покрытиями [5].

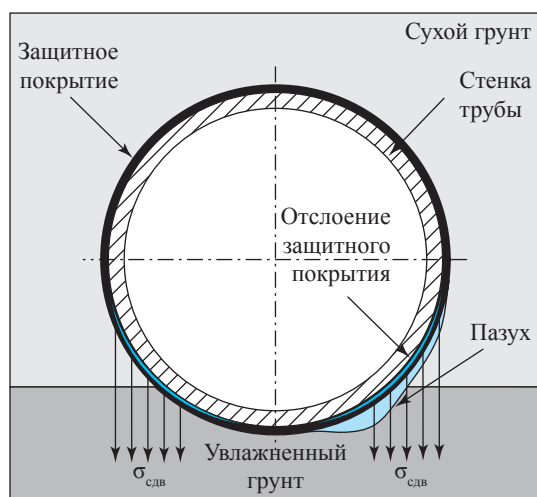


Рис. 1. Схема отслаивания защитного покрытия: $\sigma_{сдв}$ – напряжение сдвига

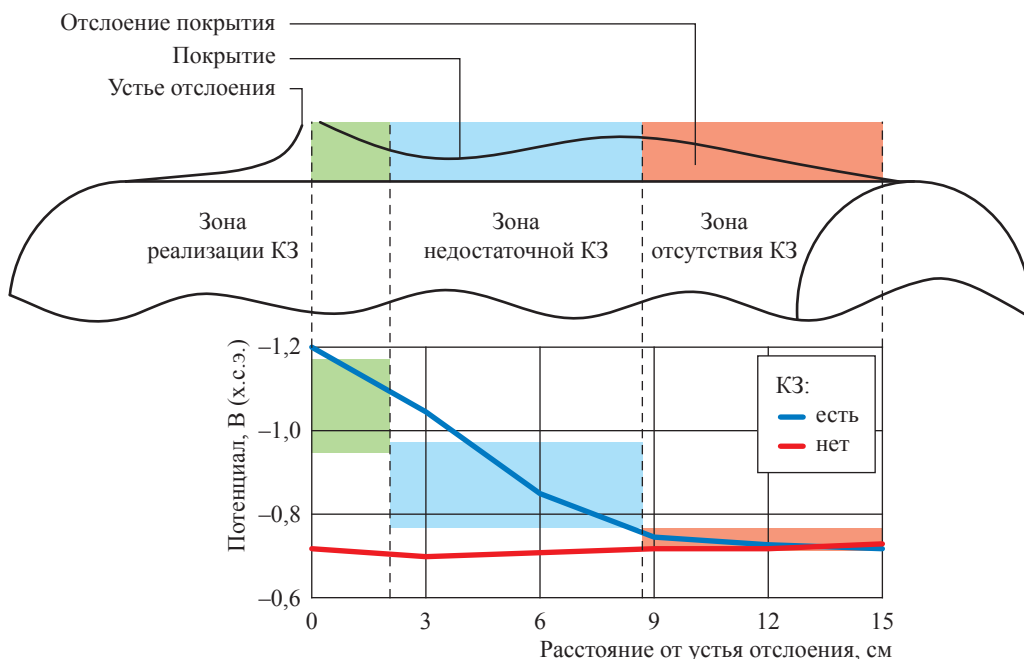


Рис. 2. Изменение поляризационного потенциала под отслоившимся участком изоляционного покрытия МГ: КЗ – катодная защита; х.с.э. – хлорсеребряный электрод сравнения

Коррозия металла трубы под отслоившимся покрытием (подпленочная коррозия) имеет ряд характерных особенностей, а именно:

1) прохождение поляризующего тока КЗ в щель под отслоившимся покрытием затруднено вследствие высокого омического сопротивления тонкого слоя электролита [6, 7] (рис. 2), поэтому интенсивность коррозии металла определяется агрессивностью подпленочного электролита;

2) химический состав электролита под отслоением покрытия меняется, что связано как с замедленностью процессов диффузионного транспорта реагентов и продуктов электрохимических реакций в узкой щели отслоения, так и с возможностью развития в анаэробных условиях отслоения колоний бактерий [8], способных продуцировать коррозионно активные вещества;

3) формируются гальванические пары дифференциальной аэрации, в которых анодами служат участки под отслоившимся покрытием, а катодами – открытые участки труб.

Все перечисленные причины приводят к тому, что разрушение трубопровода под отслоившимся покрытием может происходить заметно быстрее, нежели в сквозных дефектах изоляции, не нивелируется при помощи средств электрохимической защиты,

а в наиболее неблагоприятных случаях происходит по механизму КРН.

Анализ поврежденности газопроводов

Дефекты коррозионного происхождения.

По данным технического диагностирования газопроводов, к настоящему времени фиксируется стремительный рост суммарного количества выявляемых коррозионных повреждений по причине подпленочной коррозии, отнесенного к протяженности обследований. Важно отметить, что более 40 % дефектов МГ не достигают глубины 1 мм, около 30 % имеют глубину 1...2 мм, доли дефектов глубиной 2...3 мм и более 3 мм составляют около 18 и 5 % соответственно.

В качестве примера приведем результаты статистического анализа поврежденности МГ коррозионными дефектами, требующими¹ замены труб по критерию суммарной приведенной длины дефектов L_{Σ} (рис. 3). Анализ выполнен по данным технического диагностирования труб при капитальном ремонте за 10-летний период. Поврежденность дефектами коррозии оценивалась по накопительному

¹ См.: Инструкция по оценке дефектов труб и соединительных деталей при ремонте и диагностировании магистральных газопроводов / утв. 05.14.2013 ОАО «Газпром».

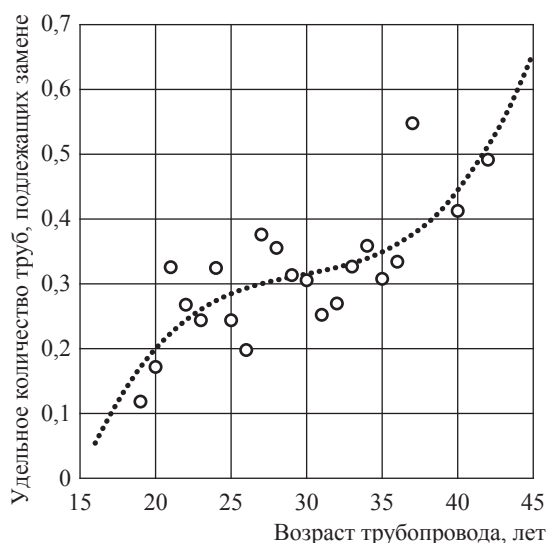


Рис. 3. Удельное количество труб, подлежащих замене при капитальном ремонте

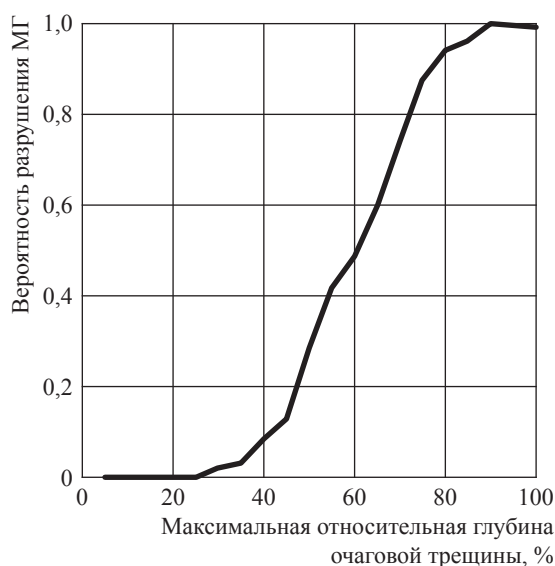


Рис. 4. Корреляционная зависимость вероятности отказа МГ по причине КРН и максимальной относительной глубины дефекта [1]

принципу: по мере «старения» газопровода и роста числа обследованных элементов (труб и соединительных деталей трубопровода (СДТ)). Объем анализируемой выборки составил 54281 трубу. Замена труб при капитальном ремонте по причине коррозионных дефектов считалась обоснованной при выполнении условий $L_{\Sigma} \geq 3$ м или $L_{\Sigma} \geq 30$ % длины трубы. L_{Σ} вычислялась по формуле

$$L_{\Sigma} = K^a \sum_{n=1}^N K_n^p K_n^r L_n^a,$$

где N – количество дефектов всех видов на трубе или СДТ; L_n^a – длина n -го дефекта, мм; коэффициенты $K^a = 14000/(\delta \cdot D_u)$, K_n^p , K_n^r соответственно учитывают: условный диаметр (D_u , мм) и толщину стенки (δ , мм) трубопровода, необходимые для устранения дефекта ремонтные операции, геометрические параметры n -го дефекта.

Полученные результаты свидетельствуют об активном развитии подпленочной коррозии МГ, приводящем к ежегодному увеличению доли труб, требующих вырезки при капитальном ремонте. Для газопроводов со сроками эксплуатации более 35 лет доля труб, неремонтопригодных по причине коррозии, в среднем превышает 40 %.

Дефекты стресс-коррозионного происхождения. Исследования фактических причин аварийных разрушений МГ, результатов испытаний труб с дефектами типа КРН

и применение расчетных моделей позволяют сделать следующий вывод: при эксплуатации газопровода в проектных режимах стресс-коррозионные трещины могут инициировать его разрушение только при максимальной глубине трещин 0,3 δ и более в случае самого неблагоприятного сочетания других параметров системы «трубная сталь – конструкция – воздействия» [9] (рис. 4).

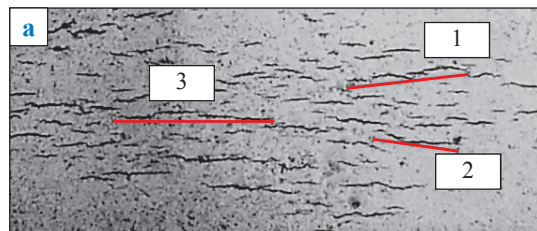
Очевидно, что не все дефекты типа КРН представляют непосредственную опасность с точки зрения эксплуатационной надежности МГ, а при эксплуатации труб со стресс-коррозией глубиной менее 0,1 δ исключены риски аварийных ситуаций МГ [1, 9]. При этом ремонт труб с указанными дефектами в трассовых условиях не допускается, а доля заменяемых труб со стресс-коррозией малой глубины на отдельных участках МГ составляет 60...90 %.

Отмеченные факты обуславливают актуальность разработки изоляционных материалов для ремонта труб с неглубокими поверхностными дефектами большой площади типа КРН и коррозии в трассовых условиях.

Модифицирование защитных покрытий добавками ингибиторов коррозии

Для профилактики роста перечисленных эксплуатационных дефектов МГ необходимо исключить доступ околотрубной среды к пораженному участку трубы, а также обеспечить

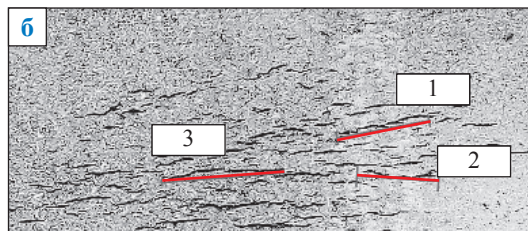
2015 г.



Длина, мм:

1 – $10,5 \pm 0,1$ 2 – $8,4 \pm 0,1$ 3 – $14,0 \pm 0,1$

2019 г.



Длина, мм:

1 – $10,5 \pm 0,1$ 2 – $8,3 \pm 0,1$ 3 – $14,0 \pm 0,1$

Рис. 5. Сопоставление размеров дефектов типа КРН до (а) и после (б) опытно-промышленных испытаний, выполненное с использованием программы JAVA Image

гарантированную защиту металла труб в случае отслоения (локального повреждения) изоляции. По мнению авторов, эффективным решением поставленной задачи может быть трассовая переизоляция протяженных участков МГ с выборочной заменой труб с недопустимыми для эксплуатации дефектами².

Дополнительный способ противокоррозионной защиты труб при трассовой переизоляции – модификация изоляционных покрытий путем введения в их состав ингибиторов коррозии (ИК) трубной стали. Диффузия ИК из модифицированного праймера в подпленочный электролит, а также его последующая адсорбция на поверхности стали при нарушении целостности покрытия позволит снизить скорость инициирования и последующего развития коррозионных процессов.

Ингибированное битумно-полимерное покрытие холодного нанесения. Сравнительная оценка защитной эффективности органических ингибиторов коррозионного и коррозионно-механического разрушения трубных сталей по результатам лабораторных и стендовых испытаний [10, 11] выявила, что наиболее эффективным ИК является композиция, содержащая продукты реакции жирных аминов с различными смесями высших ненасыщенных

карбонových кислот, модифицированная добавкой органосилана [11]. Впервые по результатам опытно-промышленных испытаний битумно-полимерного покрытия производства АО «Делан», содержащего ингибированную грунтовку (ТУ 2313-030-32989231-2018), определена возможность длительной консервации дефектов типа КРН с применением ИК. Покрытие нанесли на трех действующих участках МГ ООО «Газпром трансгаз Чайковский» и ООО «Газпром трансгаз Ухта», в составе которых были оставлены трубы с неглубокими ($0,1 \dots 0,12\delta$) стресс-коррозионными повреждениями – в совокупности 175 зон [12].

В течение четырех лет на опытных участках МГ ежегодно выполнялись выборочные вскрытия с визуальным и измерительным неразрушающим контролем оставленных в эксплуатации стресс-коррозионных повреждений. По итогам сопоставления размеров дефектов типа КРН до начала и после завершения опытно-промышленных испытаний признаков развития трещин не обнаружено (рис. 5).

По истечении указанного срока испытаний из каждого участка вырезали по одной трубе для лабораторных металлографических и фрактографических исследований фрагментов металла, а также микрорентгеноспектрального анализа коррозионных трещин и их изломов с определением состава продуктов коррозии, заполняющих трещину. Исследования выполнялись методами оптической микроскопии на приборе AXIOVERT 40MAT фирмы ZEISS и сканирующей электронной микроскопии на приборе JSM-6610LV фирмы JEOL Ltd., оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа INCAEnergyFeatureXT,

² См.: СТО Газпром 2-2.3-112-2007. Документы нормативные для проектирования, строительства и эксплуатации объектов ОАО «Газпром». Методические указания по оценке работоспособности участков магистральных газопроводов с коррозионными дефектами; СТО Газпром 2-2.3-173-2007. Документы нормативные для проектирования, строительства и эксплуатации объектов ОАО «Газпром». Инструкция по комплексному обследованию и диагностике магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением.

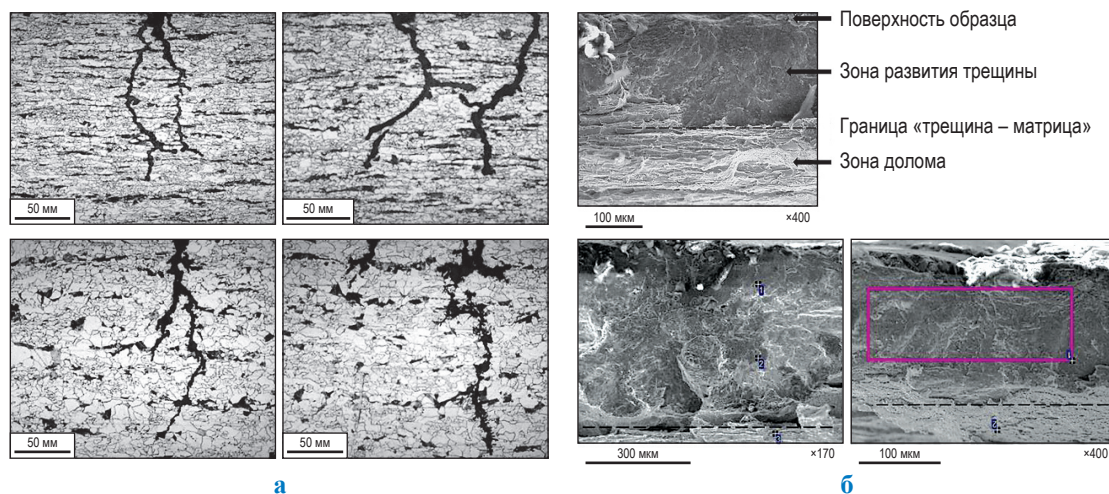


Рис. 6. Металлографические (а) и фратографические (б) исследования поверхности образцов трубной стали по завершении периода опытно-промышленной эксплуатации

Таблица 1

Состав продуктов коррозии, %, в полости повреждения КРН

№ измерения	С	О	Na	Mg	Si	Ca	Mn	Fe
1	7,35	35,41	0,16	0,09	0,09	0,40	1,07	55,43
2	6,09	25,21	0,09	0,17	0,12	0,44	1,44	66,44
3	7,99	40,24	0,28	0,14	0,10	0,41	0,97	49,86
4	10,67	23,51	0,23	0,25	0,41	0,31	1,09	63,53

а также волнодисперсионным спектрометром INCAWave 500.

Металлографические и фратографические исследования образцов стали показали отсутствие признаков страгивания (механического силового или усталостного прироста) КРН-трещин в виде участков локальной пластической деформации стали вблизи трещин, а также признаков усталостного разрушения металла или разрушения оксидного слоя по берегам трещин (рис. 6).

Обнаруженное при проведении микрорентгеноспектрального анализа присутствие значительного количества углерода внутри некоторых трещин (табл. 1) свидетельствует о проникновении в них ингибированной битумно-полимерной грунтовки при переизоляции. Наличие ИК непосредственно внутри трещины позволит добавке замедлить коррозионные процессы на берегах трещин в случае попадания влаги под покрытие.

Представляется, что перспективным направлением исследовательских работ в данной области является введение ИК в другие типы изоляционных покрытий. Проведены исследовательские испытания по отработке

технологии введения ИК в следующие типы защитных покрытий:

- битумно-полимерное покрытие горячего нанесения;
- эпоксидный праймер термоусаживающихся манжет (ТУМ);
- полиуретановое покрытие.

Битумно-полимерное покрытие горячего нанесения. Конструкция исследуемого битумно-полимерного покрытия горячего нанесения состояла из слоев грунтовки, мастичного битумно-полимерного материала и обертки. ИК в концентрации 2 % масс. вводился в однокомпонентную грунтовку. Исходные показатели адгезии системы модифицированного защитного покрытия, измеренные спустя 24 ч после нанесения, составляли 35,6 Н/см (метод отслаивания) и 0,35 МПа (метод сдвига), что соответствует техническим условиям и удовлетворяет требованиям³. Следовательно, такое покрытие может быть

³ См.: СТО Газпром 9.1-016-2012. Защита от коррозии. Наружные защитные покрытия на основе битумно-полимерных материалов для ремонта магистральных газопроводов диаметром до 1420 мм. Технические требования.

рекомендовано для дальнейших исследований и испытаний.

Эпоксидные покрытия. Эпоксидные праймеры используются во всех типах ТУМ, а также двухслойных термореактивных покрытий в качестве прилегающего к металлу подслоя, в связи с чем ИК целесообразно вводить именно в эпоксидный слой. Такие праймеры являются двухкомпонентными смесями, составы которых у разных производителей различаются. В общем случае основными компонентами, обеспечивающими формирование полимерной матрицы за счет реакции полимеризации, являются эпоксидная смола (основа, компонент А) и отвердитель (компонент Б). В состав последнего входят вещества, имеющие в структуре подвижные атомы водорода, которые способны образовывать ковалентную связь с эпоксидным атомом кислорода, обеспечивая тем самым сшивание углеводородных цепей основы (рис. 7).

Химическая природа компонентов предопределяет, что оптимальным способом

ингибирования эпоксидного праймера является введение ИК в отвердитель. Такая технология может быть реализована на стадии производства компонента и, следовательно, не приведет к увеличению трудозатрат при нанесении ТУМ в процессе строительства или ремонта трубопровода. Поскольку соотношения компонентов праймера для материалов разных типов отличаются, для достижения одинаковой 2%-ной концентрации ИК в исследуемых эпоксидных покрытиях проведен расчет необходимой степени ингибирования отвердителя. Результаты расчета, а также оценки исходных свойств полученных модифицированных покрытий приведены в табл. 2.

Гомогенизация растворов ингибированных отвердителей достигалась путем их нагревания до температуры 60...70 °С в течение не менее 30 мин и периодического перемешивания. Ингибирование отвердителя в ТУМ № 1 наименее трудоемко ввиду необходимости введения ИК относительно небольшой дозировки (7 %). Стоит отметить, что ингибированный

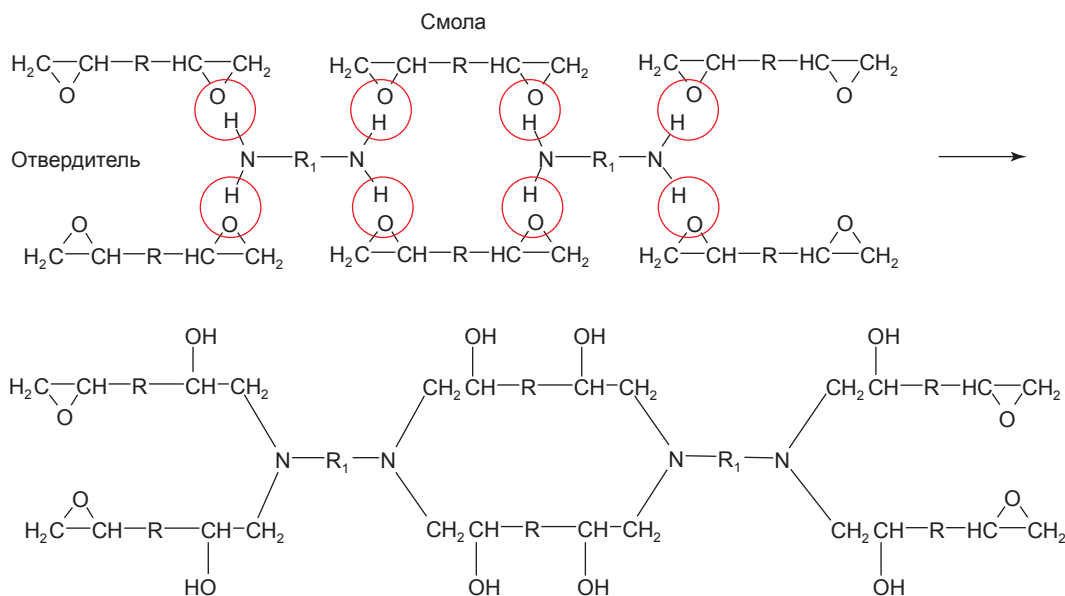


Рис. 7. Реакция полимеризации эпоксидной смолы

Таблица 2

Результаты оценки исходных свойств модифицированных ТУМ

Показатель	Норматив	ТУМ		
		№ 1	№ 2	№ 3
Массовое соотношение «основа:отвердитель»		10:4	6:1	4:1
Степень ингибирования отвердителя, %		7	14	10
Адгезия к стали, Н/см, при температуре $t = 23$ °С и скорости испытания 10 мм/мин	70	127	65,7	90
Прочность покрытия при ударе, Дж/мм, при $t = -40...+40$ °С	5	10	5	5
Соппротивление вдавливанию, мм, при $t = 20 \pm 5$ °С	0,3	0,1	0,15	0,15

отвердитель в ТУМ № 3 не продемонстрировал стабильности фазового состава. По всей видимости, это вызвано определенным отличием показателей липофильности отвердителя и ИК и не связано со степенью его ингибирования. Последняя гипотеза подтверждается тем, что, например, более концентрированный отвердитель в ТУМ № 2 даже после введения в его состав 14 % ИК не расслаивается после нескольких суток экспозиции, сохраняя гомогенность.

В целом полученные результаты подтверждают хорошую совместимость ИК с отвердителями эпоксидных праймеров. Наличие добавки ингибитора также не ухудшает условий формирования полимерной матрицы защитного покрытия, о чем свидетельствуют показатели их исходных свойств.

Полиуретановые покрытия также являются двухкомпонентными системами, но имеют иную химическую природу. Компонентом А в таком покрытии служит смесь гидроксилсодержащих веществ, в то время как компонент Б в основном представлен диизоцианатными соединениями (рис. 8).

Поскольку диизоцианаты являются весьма реакционноспособными веществами, то введение ИК целесообразнее осуществлять в компонент А. Так, было исследовано полиуретановое покрытие, компоненты которого смешиваются в равном соотношении. По этой причине ИК вначале вводили в компонент А в концентрации 4 % масс., после чего компоненты смешивали методом горячего безвоздушного нанесения, формируя модифицированное покрытие. Исходные показатели свойств полученного модифицированного покрытия приведены в табл. 3.

Ингибированный полиуретан, как показывают результаты испытаний, соответствует требованиям СТО Газпром 9.1-018-2012 «Защита от коррозии. Наружные защитные покрытия на основе термореактивных материалов для соединительных деталей, запорной арматуры и монтажных узлов трубопроводов с температурой эксплуатации от минус 20 до плюс 100 °С. Технические требования» и, следовательно, пригоден для дальнейших исследований.

В настоящее время авторы продолжают долгосрочные исследования по оценке адгезии ингибированных покрытий и ТУМ после выдержки в воде, а также определению площади их отслаивания при катодной поляризации, о результатах которых будет сообщено дополнительно.

Таким образом, результаты исследований и анализа подтверждают принципиальную возможность и практическую значимость введения ИК в защитные покрытия различных типов. Использование таких систем изоляционных покрытий и ТУМ может повысить эффективность противокоррозионной защиты объектов транспорта газа, а также целесообразно в случае трассовой переизоляции труб МГ с неглубокими дефектами коррозионного и стресс-коррозионного происхождения с точки зрения увеличения срока их безопасной эксплуатации посредством надежной консервации имеющихся повреждений. Актуальной задачей в сфере разработки эффективных ингибированных изолирующих систем является подбор оптимальной технологии введения ингибитора

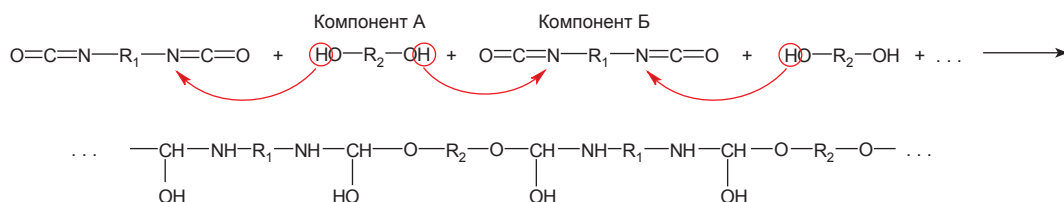


Рис. 8. Реакция полимеризации полиуретанового покрытия

Таблица 3

Результаты оценки исходных свойств модифицированного полиуретанового покрытия

Показатель	Норматив	Фактическое значение
Адгезия к стали, МПа, методом отрыва при $t = 20 \pm 5$ °С	7,0	13,3
Прочность при ударе, Дж/мм, при $t = 20$ °С	6,0	8,6
Прочность при растяжении, МПа, при $t = 20$ °С	8,0	18,1

коррозии в состав покрытия, обеспечивающей возможность долговременной защиты трубной стали при ее контакте с грунтовым электролитом в местах отслоения покрытия.

Список литературы

1. Алимов С.В. Концепция диагностирования и ремонта магистральных газопроводов в регионах с высокой предрасположенностью к стресс-коррозии / С.В. Алимов, А.Б. Арабей, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2015. – № 5 (724). – С. 10–15.
2. Вилиюлин И.И. О коррозии трубопроводов / И.И. Вилиюлин, Р.А. Кантюков, Н.М. Якупов и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2015. – № 1 (61). – С. 45–50.
3. Антонов В.Г. Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов: атлас / В.Г. Антонов и др.; под общ. ред. А.Б. Арабей, З. Коношински. – М.: Наука, 2006. – 105 с.
4. Чиркунов А.А. Европейский конгресс по коррозии EUROCORR-2012 / А.А. Чиркунов и др. // Коррозия: материалы, защита. – 2013. – № 1. – С. 44–48.
5. Ряховских И.В. Комплексная методика исследования коррозионно-механических свойств малоуглеродистых низколегированных трубных сталей и оценка их стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением: дис. ... к.т.н.: 01.04.07 / И.В. Ряховских [Место защиты: Нац. исслед. ядерный ун-т]. – М., 2013. – 155 с.
6. Шамшетдинова Н.К. Повышение эффективности электрохимической защиты магистральных газопроводов при наличии отслоений изоляционного покрытия: дис. ... к.т.н. / Н.К. Шамшетдинова [Место защиты: ООО «Газпром ВНИИГАЗ»]. – М., 2009. – 115 с.
7. Иванова М.В. Научная конференция Международного газового союза IGRC-2014 / М.В. Иванова и др. // Газовая промышленность. – 2014. – № 12 (715). – С. 78–79.
8. Кашковский Р.В. Оценка ингибирующих свойств ряда промышленных бактерицидов в условиях биокоррозии конструкционной стали / Р.В. Кашковский, Р.В. Игошин, А.О. Саяпин // Коррозия: материалы, защита. – 2018. – № 8. – С. 25–33.
9. Мельникова А.В. Оценка допустимости стресс-коррозионных повреждений труб в составе длительно эксплуатируемых магистральных газопроводов: дис. ... к.т.н. / А.В. Мельникова [Место защиты: РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина]. – М., 2017. – 200 с.
10. Игошин Р.В. Защита от коррозии низкоуглеродистой стали в пластовой воде фосфонатными ингибиторами: дис. ... к.х.н. / Р.В. Игошин [Место защиты: ИФХЭ РАН]. – М., 2010. – 122 с.
11. Маршаков А.И. Разработка ингибирующих композиций для предотвращения коррозионного растрескивания под напряжением магистральных газопроводов / А.И. Маршаков, И.В. Ряховских, В.Э. Игнатенко и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 48–63.
12. Арабей А.Б. Технология ремонта магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / А.Б. Арабей, Ряховских И.В., Мельникова А.В. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2017. – № 3. – С. 3–16.

Improving anticorrosion protection for damaged sections of trunk gas pipelines by means of inhibited insulating coatings

I.V. Ryakhovskikh^{1*}, R.I. Bogdanov¹, R.V. Kashkovskiy¹, V.V. Podolskaya¹, A.V. Sakhon², R.V. Igoshin²

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

² Gazprom PJSC, BOX 1255, St. Petersburg, 190900, Russian Federation

* E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. This article investigates extent of injury of the pipelines incorporated into the Gazprom PJSC gas transportation system by in-service faults of corrosion and stress-corrosion nature. It is stated that many pipe defects do not seriously affect durability of gas pipelines; herewith, in course of repairs such pipes used to be replaced

with new ones according to the criterion of overall characteristic length of cracks. A technologically relevant and possible way to repair the pipes with shallow cracks is route reinsulating. This technique enables to exclude contacts of a pipe metal and a soil electrolyte, and completely stops further growing of in-service defects. Using results of the laboratory and pilot tests authors substantiate possibility to improve preventive care of in-service faults of outer walls of pipes by means of the inhibited insulation coatings aimed at in-route lamination. Outlooks for exercising inhibitors as additions to epoxy primer hardeners in order to seal circumferential welded seams are revealed.

Keywords: corrosion, trunk gas pipeline, stress corrosion, flaw, inhibitor, protective coating.

References

1. ALIMOV, S.V., A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. The concept of diagnosis and repair of gas mains in regions with high susceptibility to stress corrosion cracking [Kontseptsiya diagnostirovaniya i remonta magistralnykh gazoprovodov v regionakh s vysokoy predraspolozhennostyu k stress-korrozii]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2015, no. S2 (724), pp. 10–15. ISSN 0016-5581. (Russ.).
2. VILYULIN, I.I., R.A. KANTYKOV, N.M. YAKUPOV, et al. *On corrosion of pipelines* [O korrozii truboprovodov]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2015, no. 1(61), pp. 45–50. ISSN 2070-6820. (Russ.).
3. ANTONOV, V.G., et al. *Stress corrosion cracking of main gas pipelines* [Korroziionnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem trub magistralnykh gazoprovodov]: atlas. ARABEY, A.B., Z. KNOSHINSKI (eds.). Moscow: Nauka, 2006. (Russ.).
4. CHIRKUNOV, A.A. European congress on corrosion EUROCORR-2012 [Yevropeyskiy congress po korrozii EUROCORR-2012]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2013, no. 1, pp. 44–48. ISSN 1813-7016. (Russ.).
5. RYAKHOVSKIKH, I.V. *A complex technique of research of corrosion-mechanical properties of low-carbon low-alloyed pipe steels and an assessment of their firmness against SCC* [Kompleksnaya metodika issledovaniya korroziionno-mekhanicheskikh svoystv malouglerodistykh nizkolegirovannykh trubnykh staley i otsenka ikh stoykosti protiv korroziionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem]. Candidate thesis (engineering). National Research Nuclear University MEPhI. Moscow, 2013. (Russ.).
6. SHASHMETDINOVA, N.K. *Improving performance of electrochemical protection of trunk gas pipelines in case of delamination of insulating coating* [Povysheniye effektivnosti elektrokhimicheskoy zashchity magistralnykh gazoprovodov pri nalichii otsloyneniya izolyatsionnogo pokrytiya]. Candidate thesis (engineering). Gazprom VNIIGAZ LLC. Moscow, 2009. (Russ.).
7. IVANOVA, M.V. et al. Scientific conference IGRC-2014 of the International Gas Union [Nauchnaya konferentsiya Mezhdunarodnogo gazovogo soyuza IGRC-2014]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2014, no. 12 (715), pp. 78–79. ISSN 0016-5581. (Russ.).
8. KASHKOVSKIY, R.V., R.V. IGOSHIN, A.O. SAYAPIN. Assessment of inhibiting behavior of some industrial germicides in conditions of bacterial corrosion of machine steel [Otsenka ingibiruyushchikh svoystv ryada promyshlennykh bakteritsidov v usloviyakh biokorrozii konstruksionnoy stali]. *Korroziya: materialy, zashchita*. 2018, no. 8, pp. 25–33. ISSN 1813-7016. (Russ.).
9. MELNIKOVA, A.V. *Estimating acceptability of stress-corrosion damages of pipes incorporated into continuously operated trunk gas pipelines* [Otsenka dopustimosti stress-korroziionnykh povrezhdeniy trub v sostave dlitelno ekspluatiruyemykh magistralnykh gazoprovodov]. Candidate thesis (engineering). National University of Oil and Gas “Gubkin University”. Moscow, 2017. (Russ.).
10. IGOSHIN, R.V. *Anticorrosive protection of low-carbon steel in the in-situ water using phosphonate inhibitors* [Zashchita ot korrozii nizkouglerodistoy stali v plastovoy vode fosfonatnymi ingibitorami]. Candidate thesis (chemistry). Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry of RAS. Moscow, 2010. (Russ.).
11. MARSHAKOV, A.I., I.V. RYAKHOVSKIKH, V.E. IGNATENKO, et al. Development of inhibiting compositions aimed at preventing stress corrosion cracking of gas mains [Razrabotka ingibiruyushchikh kompozitsiy dlya predotvrashcheniya korroziionnogo rastreskivaniya pod napryazheniyem magistralnykh gazoprovodov]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 48–63. ISSN 2306-8949. (Russ.).
12. ARABEY, A.B., I.V. RYAKHOVSKIKH, A.V. MELNIKOVA, et al. Technology for repair of gas mains subject to stress corrosion cracking [Tekhnologiya remonta magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korroziionnomy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Nauka i Tekhnika v Gazovoy Promyshlennosti*. 2017, no. 3, pp. 3–16. ISSN 2070-6820. (Russ.).

УДК 620.194.22

Факторы развития и возможности мониторинга дефектов типа КРН на трубопроводах ООО «Газпром трансгаз Самара»

А.В. Афанасьев¹, Д.В. Савин^{1*}, Д.Н. Бельков¹, Д.В. Комаров¹,
И.В. Щербо¹, С.А. Холодков¹

¹ Инженерно-технический центр – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара»,
Российская Федерация, 443105, Самарская обл., г. Самара, пр-т Юных Пионеров, д. 145
* E-mail: D.Savin@samaratransgaz.gazprom.ru

Тезисы. В работе рассмотрены факторы образования и развития дефектов типа КРН, выявленных при обследовании и ремонте участка линейной части магистрального газопровода. Газопровод выполнен из стальных труб контролируемой прокатки большого диаметра с преобладанием труб производства Харцызского трубного завода. Описана связь между геометрическими параметрами дефектов, позволяющая оценивать глубины трещин по внешним параметрам. Механические испытания циклическим нагружением образцов, содержащих трещины, засвидетельствовали, что без воздействия коррозионной среды прироста трещин не было (по данным об эксплуатации участка за последние 11 лет). Микрорентгеноспектральный анализ металла и продуктов коррозии показал отсутствие следов влияния сероводорода и неметаллических включений (сульфидов) на процесс развития КРН в данном конкретном случае. Организации, эксплуатирующей названный газопровод, рекомендовано учитывать результаты работы при составлении плана ремонтных работ.

Ключевые слова: стресс-коррозия, неметаллические включения, циклические испытания, продукты коррозии, влияние серы и циклических нагрузок на коррозию, геометрические параметры трещин.

На текущий момент более трети (36 %) аварий на магистральных газопроводах (МГ) Единой системы газоснабжения (ЕСГ) ПАО «Газпром» происходит в результате развития дефектов стресс-коррозии, или коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). В мировой практике среди всех остальных причин аварий МГ этот вид повреждения трубопроводов имеет наибольший удельный вес [1–3]. В то же время по мере совершенствования средств диагностики с каждым годом растет количество вновь выявляемых дефектов типа КРН. Так, если ранее методами внутритрубной дефектоскопии (ВТД) магнитными снарядами выявлялись около 2000 КРН-дефектов в год, то сейчас с применением электромагнитоакустических снарядов этот показатель доходит до 10000 дефектов в год [4]. Большое количество дефектов типа КРН выявляется методами неразрушающего контроля (НК) в шурфах и при капитальном ремонте. При этом независимо от метода контроля в абсолютном большинстве случаев (почти 92 %) измеренная глубина дефекта составляла менее 10 % от толщины стенки трубы [5, 6].

По оценке экспертов, более чем на миллионе трубных секций уже выявлены либо с большой вероятностью будут выявлены при ближайших обследованиях КРН-трещины различной глубины [7–9]. Ремонт заменой даже небольшой части этих труб приведет к снижению общего объема капитального ремонта линейной части ЕСГ за счет удельных удорожаний ремонтов отдельных участков [10–12]. При этом степень опасности дефектов глубиной менее 10...15 % толщины стенки многими исследователями определяется как незначительная при условии ограничения доступа к ним коррозионной среды [13, 14].

Существуют методы ремонта полимерной изоляции трубопроводов, которые на протяжении длительного времени не позволяют трещинам развиваться и угрожать надежности МГ [15, 16]. Однако методов точной оценки глубины КРН-трещин не разработано, а факторы, влияющие на распределение КРН-дефектов на протяженных участках при проведении капитального ремонта, не всегда рассматриваются системно. Поэтому развитие системных методов борьбы с негативными проявлениями стресс-коррозии в форме аварий (идентификация, оценка

и целенаправленное удаление при ремонте изоляции только тех дефектов, что могут в обозримом будущем привести к аварии) является актуальной задачей. Так, в целях определения факторов, влияющих на распределение и скорость роста КРН-дефектов при эксплуатации МГ, а также установления параметров, позволяющих наиболее точно оценить глубину КРН-трещин, исследован МГ условным диаметром 1400 мм.

Методика исследований

Для подробного изучения факторов КРН выбран участок МГ протяженностью 25 км согласно следующим критериям:

- 1) обнаружение при эксплуатации средствами ВТД дефектов типа КРН, подтвержденных дополнительным диагностическим контролем в шурфах;
 - а также наличие
- 2) на участке труб различного сортамента и разной конструкции в сходных внешних условиях;
- 3) данных о цикличности нагружения внутренним давлением за длительный период эксплуатации;
- 4) актуальных результатов отбраковки труб (100%-ный поверхностный НК) при капитальном ремонте участка;
- 5) данных детального электрометрического обследования топографических и геодезических изысканий.

На участке планировалось оценить цикличность работы за длительный период эксплуатации, сравнить данные ВТД и результаты отбраковки при грядущем капитальном ремонте (100%-ный НК поверхности труб), сопоставить электрометрический и физический профили участка с реальным распределением дефектов типа КРН. Для проведения комплекса лабораторных исследований из отбракованных труб отобраны 15 образцов, на которых впоследствии были выделены и описаны 157 трещин (рис. 1).

Поверхности образцов полировались, выбирались наибольшие трещины в колонии, измерялись их длина и ширина. Затем образец разрезался, и методом прямого замера на поперечном шлифе проводился контроль глубины трещин.

Для того чтобы определить влияние циклической нагрузки на развитие дефектов типа КРН в трассовых условиях при исключении доступа к трещинам коррозионной среды, проведены циклические испытания четырех модельных образцов в условиях 4-точечного нагружения согласно принятой отраслевой методике [17]. Для обоснования выбора циклических режимов испытания на базе данных из журнала регистрации режимов эксплуатации на рассматриваемом участке построен весь спектр колебаний давления за 11 лет эксплуатации. Определено среднеарифметическое значение давления $P_{\text{сред}} = 5,84$ МПа, и выделены циклы с наибольшими отклонениями. За рассматриваемый период эксплуатации участок 18 раз испытал нагрузку и разгрузку с максимальным отклонением от $P_{\text{сред}}$ в диапазоне 17...35 %.

В полном спектре колебаний выделен интервал протяженностью T , внутри которого анализировались верхний и нижний полупериоды. В них выделены циклы с наибольшими отклонениями амплитуды от $P_{\text{сред}}$, равными от 2 до 11 % рабочего давления $P_{\text{раб}}$. Произведен расчет параметров циклических процессов изменения давления в каждом полупериоде. По результатам анализа режимов эксплуатации указанного участка МГ установлено, что в течение 1 года он испытывает относительно $P_{\text{сред}}$ следующее количество циклов перепада давления: 30 пульсационных с амплитудой в диапазоне 2...11 % $P_{\text{раб}}$; два значительных цикла с амплитудой в диапазоне 17...35 % $P_{\text{раб}}$.

Исходя из выполненного анализа для проведения испытаний модельных образцов выбран наиболее консервативный режим нагружения, моделирующий работу МГ в течение 20 лет эксплуатации в реальных условиях.



Рис. 1. Примеры отобранных из газопровода образцов, содержащих трещины типа КРН

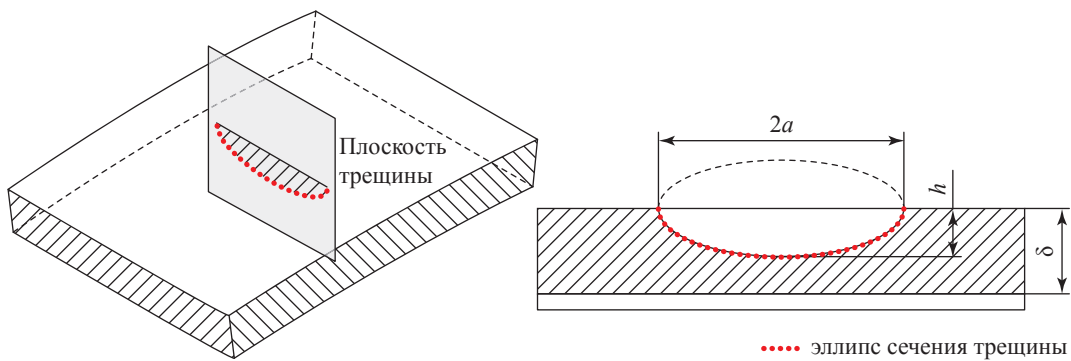


Рис. 2. Модель симметричной полуэллиптической трещины:
 h – глубина дефекта; a – полуудлина дефекта; δ – толщина стенки трубы

Интервал изменения нагрузки – от 1,1 МПа до максимально разрешенного на участке МГ $P_{\text{раб}} = 7,4$ МПа, что характеризуется коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,15$. Общее количество циклов рассчитано как произведение общего количества всех типов циклов, испытываемых МГ за год, и планируемого интервала эксплуатации, равного 20 годам. Таким образом, режим нагружения модельных образцов определен как ступенчатый: в три ступени с изменением нагрузки каждые 640 циклов.

Для мониторинга состояния стресс-коррозионных трещин на каждом образце выбрана одна контрольная трещина, фотоизображения которой фиксировались при помощи металлографического микроскопа перед началом испытаний, после 2-й ступени, а также в конце 3-й ступени испытаний. Контроль проводился относительно начального состояния программным способом: путем измерения количества пикселей в изображении вдоль линии, соединяющей начало и конец трещины.

Трещины, шлифы и раскрытые коррозионные трещины исследовались методами электронной микроскопии и микрорентгеновального анализа. Проводился микрорентгеновальный анализ поэлементного состава продуктов коррозии, и строились карты распределения элементов по поверхности разрушения. Фрактографический и микроскопический анализ поверхности трещин в образцах проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA при увеличениях до 4 тыс. крат [18].

Спектральный анализ для определения количественного химического состава элементов проводился при помощи входящей в состав микроскопа энергодисперсионной приставки INCAx-act фирмы OXFORD в соответствии

с ISO 15632:2002. Идентификацию характера разрушения по рельефу поверхности проводили согласно РД 50-672-88¹.

Для создания основы методики определения глубины дефектов типа КРН по внешним проявлениям опробован метод конечно-элементного моделирования. Согласно расчетной методике постановка задачи подразумевает моделирование поверхностных трещиноподобных дефектов на трубах под давлением. Традиционно в отечественной и зарубежной практике при отсутствии полноты информации о дефекте, а также для упрощения расчетных методик дефекты типа КРН принято аппроксимировать трещиной симметричной полуэллиптической формы. Такая модель является двухпараметрической, геометрия описывается двумя размерами – длинами полуосей эллипса (рис. 2). Расчетную схему дефекта можно составить, зная лишь его длину и глубину.

Данная модель трещины широко распространена и имеет примеры автоматизации. Так, в современной версии программного комплекса Ansys существует специализированный модуль (Semi-Elliptical Crack), позволяющий параметрически генерировать дефекты трещин. Однако при такой постановке предполагается отсутствие раскрытия трещины в начальный момент времени, что не отвечает требованиям проектирования и не соответствует задачам оценки и мониторинга имеющихся дефектов в уже построенных газопроводах. Для рассмотрения трещин с имеющимся начальным раскрытием использована доработанная модель симметричной полуэллиптической трещины (рис. 3).

¹ См.: РД 50-672-88. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов / введ. 01.07.89. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2010. – 56 с.

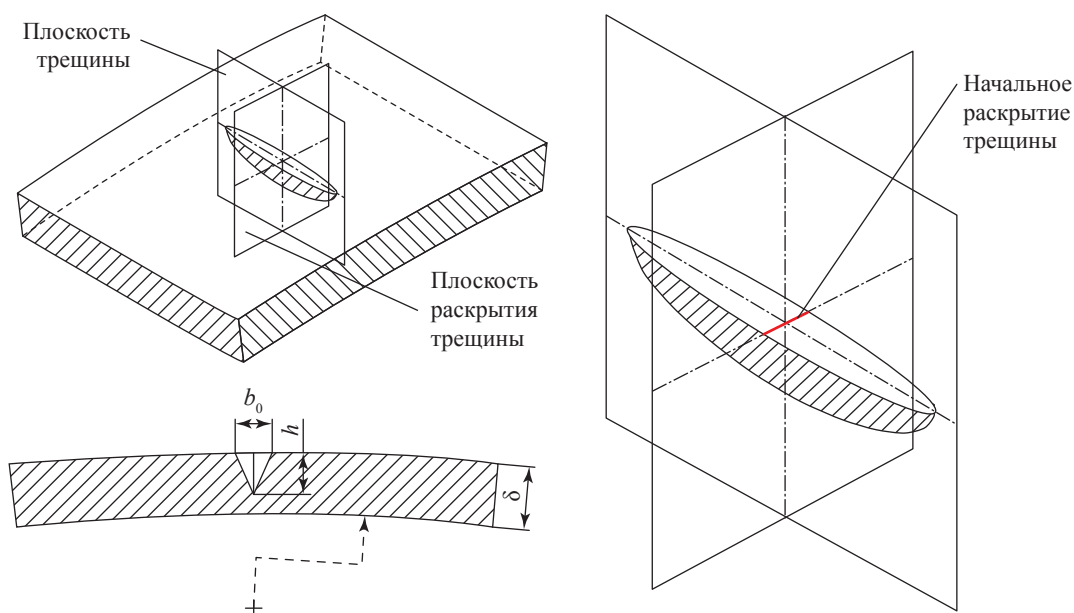


Рис. 3. Модель симметричной полуэллиптической трещины с заданным значением b_0 начальной ширины раскрытия трещины

Геометрия трещины создавалась вручную с необходимым значением b_0 . Рабочая плоскость и поперечное сечение трещины в плоскости ее раскрытия представляют собой полуэллипсы. Сетка конечных элементов искусственно сгущена в области воздействия трещины на тело трубы. Конечно-элементная модель сегмента трубы с трещиной включала в среднем от 85 до 300 тысяч элементов различного порядка. В расчетах использованы следующие граничные условия:

- параметр $K = b_0/h = 0,06$;
- геометрия дефекта описана математической моделью симметричной полуэллиптической трещины с начальным раскрытием;
- трещины с различными сочетаниями параметров размещались на сегменте трубопровода диаметром 1420 мм ($\delta = 17,5$ мм);
- условия симметрии задавались по граничным поверхностям сегмента трубы;
- в качестве основной нагрузки использовалось приложенное на внутреннюю поверхность сегмента трубы постоянное $P_{\text{раб}}$.

В расчетах варьировались следующие параметры:

- $2a = 5 \dots 75$ мм, $b_0 = 0,1 \dots 1,0$ мм;
- $h = 1,67 \dots 16,67$ мм;
- $P_{\text{раб}} = \{7,4; 5,4; 4,4; 3,9\}$ МПа.

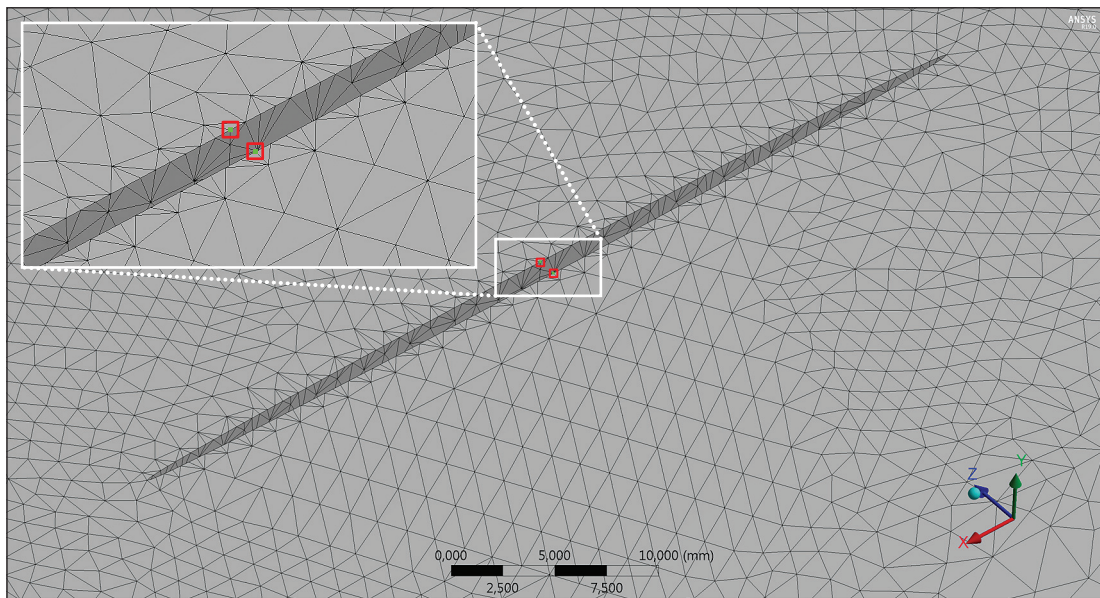
Моделирование развития и роста трещины с течением времени при постановке расчетной

задачи не учитывалось. В то же время в статической постановке анализировалась величина «дораскрытия» трещины вследствие текущего давления. Измерение ширины итогового раскрытия рассматриваемых трещин b проводилось через анализ положения датчиков – контрольных узлов, размещенных в центральном сечении трещины (рис. 4).

Результаты и обсуждение

Плотность распределения дефектов типа КРН, обнаруженных НК при капитальном ремонте, более чем в 97 раз превысила ожидаемую по результатам ВТД. Средняя плотность КРН-дефектов на трубах одношовной конструкции (импортного производства) в 50 раз меньше, чем на трубах Харцызского трубного завода (ХТЗ). Отмечена предрасположенность к образованию стресс-коррозионных повреждений вблизи продольного сварного шва. Дефекты типа КРН максимальной глубины (до $0,36\delta$) также обнаружены на трубах ХТЗ.

Плотность распределения КРН-дефектов максимально коррелирует с количеством труб ХТЗ в раскладке, в то время как зафиксированные характеристики внешней среды, а именно значение электрического сопротивления грунта и перепады высоты по профилю участка, существенного влияния на распределение дефектов не оказывают.



□ контрольные точки для измерения перемещений узлов

Рис. 4. Схема измерения ширины итогового раскрытия трещины

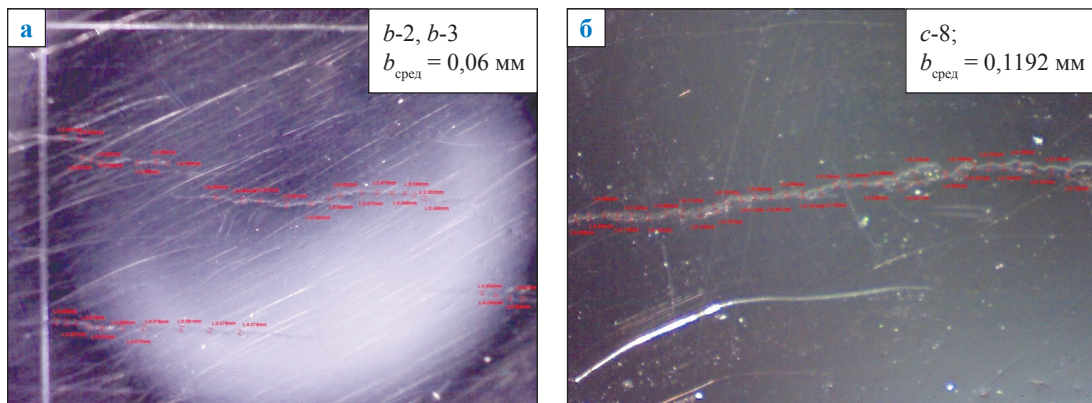


Рис. 5. Микроисследования шлифов трещин разной глубины:

$h = 1$ мм (а, $\times 60$); $h = 2,5$ мм (б, $\times 200$). $b-2$, $b-3$, $c-8$ – направления ориентации шлифа в образце; $b_{\text{сред}}$ – среднее значение раскрытия трещины в серии замеров

Всего на участке отбраковано более 13,5 км труб, из них более 11,5 км ($> 85\%$) – по причине КРН. В общей сложности свыше 58% всех обследованных на 25 км двухшовных труб производства ХТЗ забракованы по причине КРН. Для одношовных труб, в том числе импортных, процент отбраковки по причине КРН составил всего 7%.

Большинство обнаруженных при НК дефектов ($> 92\%$) имеют глубину менее 0,1δ, что ниже порога выявляемости магнитных внутритрубных снарядов. Поэтому необнаруженные дефекты типа КРН могут присутствовать на других участках газопровода, а обследование более совершенными внутритрубными

снарядами или НК в шурфах (например, при переизоляции) с большой вероятностью их выявит.

Замер b проводился с точностью $\pm 0,01$ мм при помощи измерительной лупы. При этом абсолютная предельная погрешность составила $-0,0146 \dots +0,017$ мм, относительные погрешности $\Delta_1 = 28\%$, $\Delta_2 = 24\%$.

По результатам исследований установлено, что между основными внешними параметрами существуют зависимости: $2a:b = 10:1$; $b:h = 0,06:1$. Так, $b = 0,06$ мм при $h = 1 \dots 1,5$ мм; $b = 0,12$ мм при $h = 2 \dots 2,5$ мм (рис. 5).

Согласно массиву изменяемых параметров, для каждого значения $P_{\text{раб}}$ в газопроводе

составлена матрица численных экспериментов. Численные эксперименты кодировались трех-элементным шифром: первый элемент слева определяет $P_{\text{раб}}$ (1 или 4 для 7,4 или 3,9 МПа соответственно), центральный элемент обозначает длину трещины (1 для $2a = 5$ мм, 15 для $2a = 75$ мм), последний элемент справа – ширину трещины (1 для $b = 0,1$ мм, 19 для $b = 1,0$ мм).

Путем анализа полученных результатов установлено, что с увеличением $P_{\text{раб}}$ итоговое раскрытие трещины возрастает, трещина раскрывается более интенсивно. Так, для трещины глубиной 11,2 мм прирост раскрытия при давлении 7,4 МПа по сравнению с отсутствием давления составляет 0,12 мм (рис. 6).

Параметр K , связывающий значения b и h , при увеличении $P_{\text{раб}}$ возрастает по полиномиальному закону (рис. 7).

Установлена зависимость раскрытия трещины от ее длины: так, для установившегося давления с увеличением a итоговое раскрытие трещины возрастает. Например, при $h = 11$ мм большее раскрытие получит трещина большей длины (рис. 8).

После проведения циклических испытаний, которые контролировали металлографическим способом (рис. 9), оказалось, что в отсутствие коррозионной среды стресс-коррозионная трещина сохранила первоначальное состояние после всех ступеней испытаний.

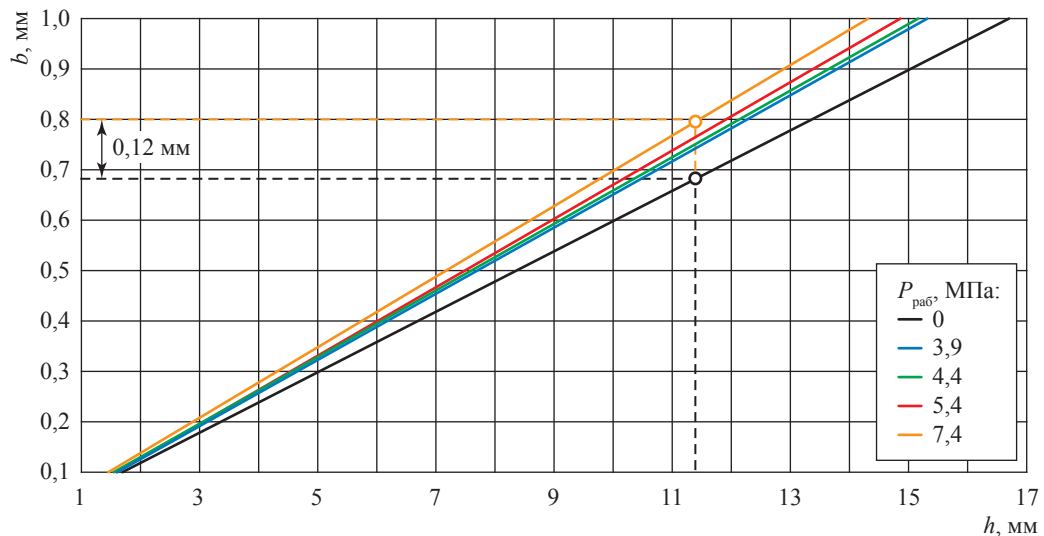


Рис. 6. Зависимость ширины раскрытия трещины длиной 50 мм от ее глубины

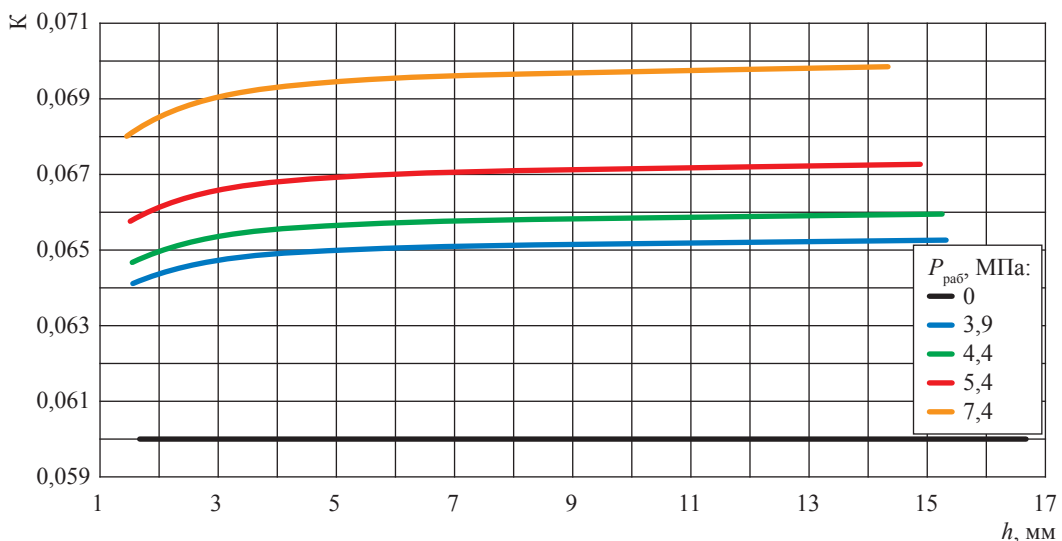


Рис. 7. Зависимость параметра K от глубины трещины длиной 50 мм

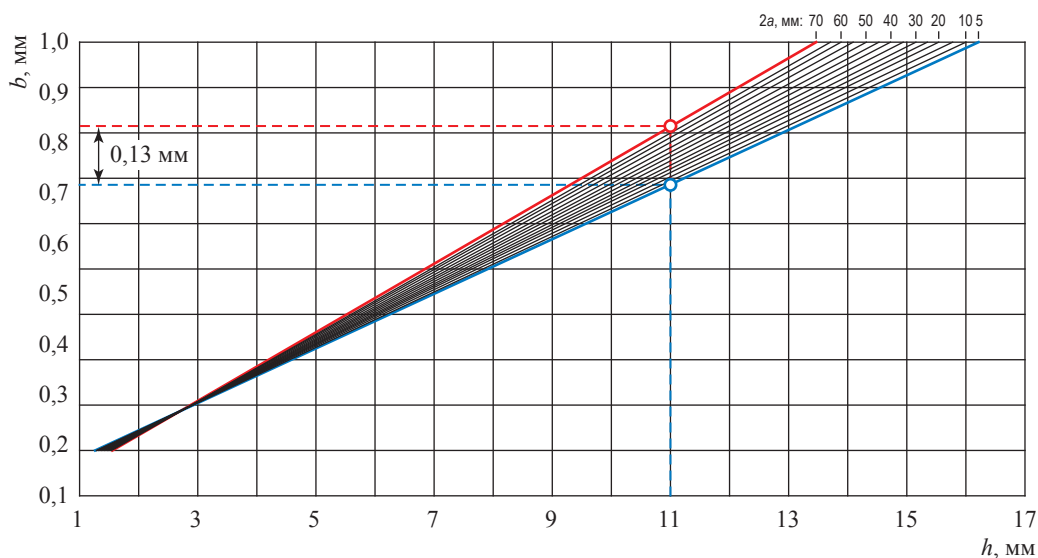


Рис. 8. Зависимость ширины раскрытия трещины от ее длины при давлении 7,4 МПа

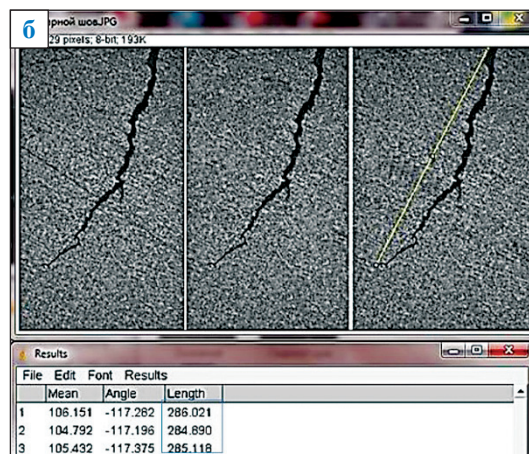
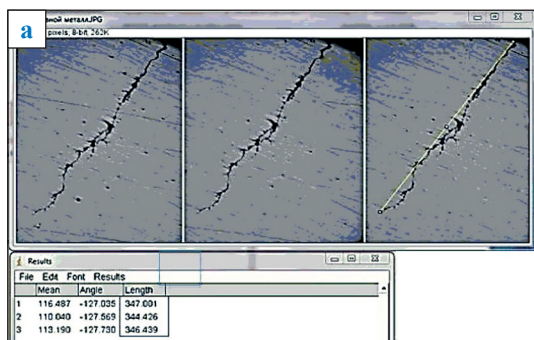


Рис. 9. Результаты пошагового измерения глубины трещины в модельных образцах:
а – основного металла; б – с продольным сварным швом

Отсутствуют новые трещины-ответвления и другие изменения в морфологии вершины трещины. Таким образом, на протяжении циклов нагрузки-разгрузки в рамках трехступенчатых испытаний в режимах работы реального участка МГ развития стресс-коррозионных трещин не произошло.

Десять трещин были принудительно раскрыты избыточным усилием, чтобы появилась возможность исследовать излом. Анализ поверхности разрушения при небольших увеличениях показал, что вершину трещины полностью заполнены окислами. Туда во время эксплуатации трубопровода постоянно проникал почвенный рассол, окисляя внутренние поверхности трещин. Также образовавшиеся окислы расклинивали

и деформировали внутреннюю поверхность. Микрорентгеноспектральный анализ поэлементного состава продуктов коррозии подтвердил, что трещины полностью заполнены окислом, распределение различных элементов по поверхности разрушения представлено на картах (рис. 10–12), согласно которым явных границ раздела фаз не выявлено. Продукты коррозии равномерно распределены внутри трещин. Изображения в спектрах железа, кислорода, углерода (см. рис. 10б,в,д; 11в,г; 12б) однородные, равномерные, что говорит либо о монофазности излома окисла, либо о равномерной смеси нескольких фаз. Предположительно продукты коррозии либо имеют однородный состав Fe_2O_3 , либо это смесь $Fe_2O_3+FeCO_3$.

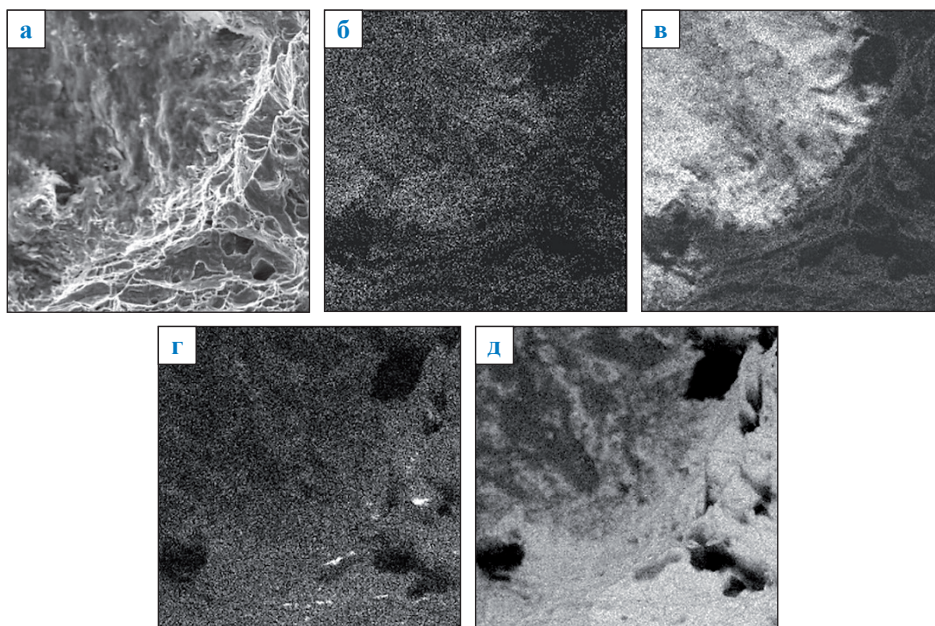


Рис. 10. Карты распределения элементов:
 а – электронное изображение; б – углерод; в – кислород; г – марганец; д – железо

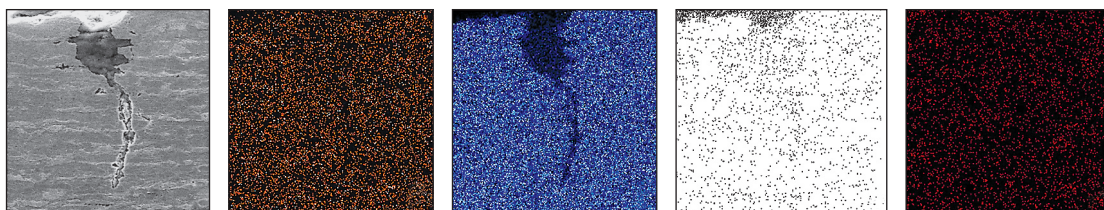


Рис. 11. Карты распределения элементов в стресс-коррозионной трещине:
 а – электронное изображение; б – марганец; в – железо; г – углерод; д – сера

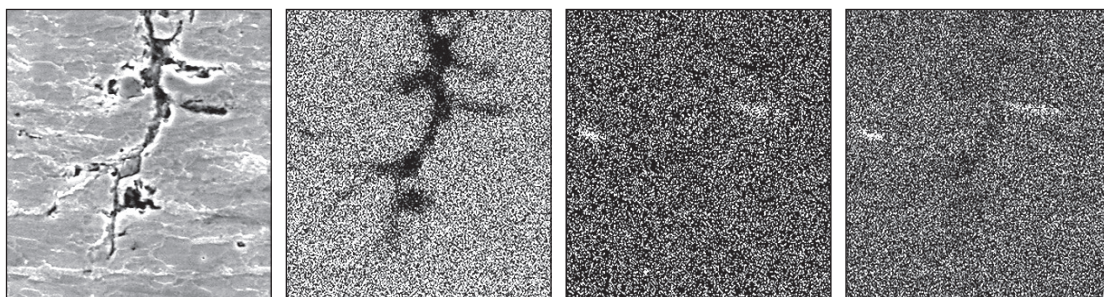


Рис. 12. Карты распределения элементов в стресс-коррозионной трещине:
 а – электронное изображение; б – железо; в – сера; г – марганец

С целью определения влияния металлургических примесей и добавок на развитие трещин поверхности шлифов картировались также в спектрах серы и марганца (см. рис. 10г; 11б,д; 12,в,г). В силу ограничений метода данные спектрометрии не использовались для количественной оценки соотношения кислорода и углерода в продуктах коррозии и в основном

металле. Задачи картирования сводились к определению мест локального повышенного содержания отдельных химических элементов, соответствующих неметаллическим включениям, и последующему их детальному анализу в случае выявления их влияния на процесс разрушения материала. Повышенного содержания серы в продуктах по сравнению

с металлом образца коррозии отмечено не было (см. рис. 11д; 12в). Об этом свидетельствует различная яркость изображения спектра элементов при переходе с неповрежденного металла в трещину. Видны пониженное содержание железа и марганца и повышенное содержание кислорода и углерода в продуктах коррозии (см. рис. 10б,в,г,д; 11б,в,г; 12б,г). Изображения в спектрах марганца и серы равнояркие и однородные как в сечении неповрежденного металла, так и в сечении трещины. В некоторых образцах можно даже констатировать пониженное содержание серы в продуктах коррозии за исключением локальных мест (см. рис. 12).

Так, совпадение повышенной концентрации марганца и серы на некоторых участках карты (см. рис. 12в,г) говорит о том, что в этом месте присутствует сульфидное неметаллическое включение. Как видно на электронном изображении, это неметаллическое включение не является источником развития разрушения. В остальной трещине содержание серы не превышает содержания серы в металле образца, а общая загрязненность материала серой не выходит за рамки технических требований.

Исходя из полученных в результате исследований данных можно предположить сценарий развития в МГ дефектов типа КРН. При строительстве трубопровода использовались пленочные изоляционные материалы трассового нанесения, которые со временем склонны к разрушению. В ходе эксплуатации трубопровода на изоляционном покрытии в некоторых местах появились гофры и карманы, в которые проникал коррозионно-активный почвенный электролит. В дальнейшем эти язвы продолжили свой рост и стали концентраторами механических напряжений, возникающих в стенке трубопровода. Источником этих напряжений являлись постоянные пульсации давления от работающих газоперекачивающих агрегатов и колебаний температуры газа из-за нестационарного режима работы компрессорной станции.

В результате действия напряжений в концентраторах появились первые микродеформации, приведшие к образованию острых трещин. Далее трещины развивались скачками под воздействием эксплуатационных нагрузок. С точки зрения развития дефекта определяющее значение имел непрекращающийся процесс коррозии, стимулируемый постоянным притоком тепла вместе с транспортируемой средой. Почвенный рассол продолжал

проникать в трещины, вымывать продукты коррозии и доставлять к вершине порции нового электролита.

Анализ эффективности различных методов НК показал, что колонию трещин можно выявить всем доступными массовыми методами, применяемыми в настоящее время в нефтегазовой отрасли. Но для повышения эффективности диагностики дефектов типа КРН необходимо учитывать и отслеживать факторы, повышающие предрасположенность участков к данному виду разрушения.

На появление трещин могут оказывать влияние многие технологические факторы, присутствующие на различных этапах жизненного цикла изделия, а именно:

- *на этапе производства труб* – загрязнение металла трубы вредными примесями, наличие в стенке трубы остаточных напряжений после ее изготовления;
- *на этапе строительства трубопровода* – повышенные напряжения в стенке трубопровода как следствие недостатков проектирования и строительно-монтажных работ, непроектное положение трубы в траншее, незапланированные движения грунтов, сварочные напряжения;
- *на этапе эксплуатации* – нестационарная работа трубопровода с постоянными пульсациями значений давления и температуры перекачиваемой среды, коррозионная активность грунта заложения трубопровода и качество противокоррозионной изоляции.

Выводы

Морфология выявленных дефектов соответствует современным представлениям о дефектах типа КРН: это дефекты, идентифицированные как трещины на дне коррозионных язв. Они группируются в колонии, по мере роста ориентируются вдоль оси трубы, ветвятся по сечению и имеют тенденцию к слиянию.

Влияние серы и ее соединений на процесс стресс-коррозии в данном случае не является значимым фактором, так как повышенного содержания серы в продуктах коррозии обнаружено не было. Фазовый состав продуктов коррозии внутри трещин однородный по сечению трещины. Границ раздела фаз и участков, резко отличающихся химическим составом, обнаружено не было.

Следов преобладающего влияния на процесс коррозии примесей и неметаллических

включений также обнаружено не было. Структура металла однородная, соответствует структуре прокатки.

Установлено, что между шириной раскрытия и длиной КРН-трещин существует корреляция. Простое статистическое обобщение показало, что отношение длины трещины к ширине ее раскрытия можно описать как 10:1, а ширины к глубине – как 0,06:1. Поскольку большинство КРН-трещин в исследуемых образцах однотипны по своему происхождению, размерам и морфологии, можно говорить, что подобная закономерность верна в данном конкретном случае КРН.

Пленочная изоляция трассового нанесения не обеспечивает долгосрочной защиты тела трубы от дефектов типа КРН. По прошествии лет вследствие движения грунта и деградации покрытия в ней образуются гофры и карманы, которые собирают почвенную влагу, что создает условия для развития коррозионных поражений. В дальнейшем при наличии соответствующего напряженного состояния именно от них могут начать свой рост трещины. Применяемые на вновь строящихся и отремонтированных трубопроводах изоляционные покрытия должны обеспечивать долгосрочную надежную защиту тела трубы от коррозионных воздействий в условиях эксплуатации газопроводных труб.

Основными поддающимися выявлению факторами распределения стресс-коррозии при прочих равных условиях являются технологические особенности трубных материалов, заложенные в изделие при производстве. Предположительно, это степень локальной пластической деформации и количество переходов при формовке трубы из листового материала, а также соблюдение термического и скоростного режимов сварки продольного шва двухшовных труб. Для подтверждения данного

предположения необходимо провести оценку остаточных напряжений в стенке трубы, пораженной КРН, и составить их карту.

При работе участка МГ наличие коррозионной среды является необходимым условием для разрушения стенки трубопровода по причине развития дефекта типа КРН.

Подтверждения

Наличие эмпирической зависимости необходимо проверить на большой статистической выборке и связать при помощи математического аппарата наружные проявления КРН (длины трещин и их раскрытия) с глубиной стресс-коррозионного поражения. Это позволит достаточно точно описать рост трещины и скорость ее распространения. Также можно построить ее математическую модель и вычислить остаточный ресурс трубопровода при заданных нагрузках с привлечением метода конечных элементов.

Подобный подход сделает более безопасным повторное использование двухшовных труб производства ХТЗ при капитальном ремонте газопровода, которое допускается только после всесторонней оценки каждой трубы. В ООО «Газпром трансгаз Самара» апробирована и используется при определении степени опасности каждого конкретного дефекта методика оценки статической прочности участков линейной части МГ с колониями коррозионных трещин. Если при обследовании дополнять НК оценкой внешних параметров трещин, а расчет выполнять по наибольшему из определенных разными методами значению глубины трещины, то оценка опасности стресс-коррозионных трещин станет точнее. Эксплуатирующим газопроводы организациям рекомендуется учитывать изложенные в статье результаты исследований при составлении плана ремонтных работ.

Список литературы

1. Алимов С.В. Концепция диагностирования и ремонта магистральных газопроводов в регионах с высокой предрасположенностью к стресс-коррозии / С.В. Алимов, А.Б. Арабей, И.В. Ряховских и др. // Газовая промышленность. – 2015. – № S (724). – С. 10–15.
2. Cheng Y.E. Stress corrosion of pipeline / Y.F. Cheng. – Hoboken: John & Sons Publishing, 2013. – 257 с.
3. King F. Stress corrosion cracking of carbon steel used fuel containers in a Canadian deep geological repository in sedimentary rock: report № NWMO TR-2010-21 / F. King. – Toronto, Canada: NWMO, 2010. – 34 с.
4. Михайлов А.И. Выявление КРН комбинированными магнитоакустическими внутритрубными дефектоскопами / А.И. Михайлов. – https://vniigaz.gazprom.ru/d/textpage/d3/467/11_vniigaz_ssc_2017_mihailov.pdf

5. Ryakhovskikh I. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment / I. Ryakhovskikh, R. Bogdanov, T. Esiev, etc. // Proc. of Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2014. – С. 807–814.
6. Perlovich Y.A. Effect of layerwise structural inhomogeneity on stress-corrosion cracking of steel tubes / Y.A. Perlovich, O.A. Krymskaya, M.G. Isaenkova, et al. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Т. 130: Proc. 10th International School-Conference on Materials for Extreme Environment (MEEDPA 10): Development, Production and Application, 19–23 October 2015, Moscow, Russia. – С. 61–65.
7. Zaitsev A.I. Structural factors governing main gas pipeline steel stress corrosion cracking resistance / A.I. Zaitsev, I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, et al. // Metallurgist. – 2013. – Т. 57. – № 7–8. – С. 695–706.
8. Linton V. Strategies for the repair of stress-corrosion cracked gas transmission pipelines: assessment of the potential for fatigue failure of dormant stress-corrosion cracks due to cyclic pressure service / V. Linton, E. Gamboa, M. Law // Journal of pipeline engineering. – 2007. – Т. 6. – № 4. – С. 207–217.
9. Marewski U. UKOPA/GP/009. Near neutral pH and high pH stress corrosion cracking: industry good practice guide / U. Marewski, M. Steiner. – Ambergate, Derbyshire: UK onshore pipeline operators' association, 2016.
10. Gintten M. An integrated approach to the integrity management of stress corrosion cracking in pipelines: a case study / M. Gintten, T. Penney, I. Richardson, et al. // Proc. of Rio Pipeline Conference & Exposions, September 24–26, 2013. – 2014.
11. Арабей А.Б. Исследование возможности длительной эксплуатации труб с незначительными стресс-коррозионными повреждениями / А.Б. Арабей, О.Н. Мелёхин, И.В. Ряховских и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 4–11.
12. Агинеи Р.В. Исследование геометрических параметров и особенностей расположения стресс-коррозионных повреждений на магистральных газопроводах / Р.В. Агинеи, С.С. Гуськов, В.В. Мусонов и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 102–107.
13. Bogdanov R.I. Effect of hydrogen peroxide on crack growth rate in X70 pipeline steel in weak acid solution / R.I. Bogdanov, A.I. Marshakov, V.E. Ignatenko // Corrosion Engineering Science and Technology. – 2017. – Т. 52. – № 4. – С. 294–301.
14. Chen W. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueoussolutions: the role of hydrogen / W. Chen, R. Kania, R. Worthingham, et al. // Acta Materialia. – 2009. – Т. 57. – № 20. – С. 6200–6214.
15. Arabey A.B. Studying the possibility of long-term operation of pipes with insignificant SCC / A.B. Arabey, O.N. Melekhin, O.V. Burutin, et al. // 3R International. – 2017. – № 01–02. – С. 104–110.
16. Perlovich Y. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes / Y. Perlovich, O. Krymskaya, M. Isaenkova, et al. // Materials Science Forum. – 2017. – Т. 879. – С. 1025–1030. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025.
17. Патент 2582911 РФ. Способ испытания трубных сталей на коррозионное растрескивание под напряжением / А.Б. Арабей, И.В. Ряховских, Т.С. Есиев и др.; патентообладатель: ПАО «Газпром». – 2016.
18. Рид С. Дж Б. Электронно-зондовый анализ и растровая микроскопия / С. Дж Б. Рид. – М.: Техносфера, 2008. – 233 с.

Drivers of stress-corrosion cracking at the Gazprom Transgaz Samara LLC pipelines and capabilities to monitor these defects

A.V. Afanasyev¹, D.V. Savin^{1*}, D.N. Belkov¹, D.V. Komarov¹, I.V. Shcherbo¹, S.A. Kholodkov¹

¹ Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC, Bld. 145, prospect Yunykh Pionerov, Samara, Samara region, 443105, Russian Federation

* E-mail: D.Savin@samaratransgaz.gazprom.ru

Abstract. The article highlights drivers of stress-corrosion cracks discovered during inspection and repair of a linear section of a trunk gas pipeline. This pipeline was built of the controlled-rolled large-diameter steel pipes manufactured at the Khartsyzsk Pipe Plant. Authors describe relations between the geometrical parameters of cracks, which enables assessment of crack depth values by external parameters. Cyclic mechanical loading of pipe samples having cracks testified that without exposure of a corrosive medium the cracks had not been growing (according to data about site operation over last 11 years). X-ray microanalysis both of the pipe metal and the corrosion products showed in this particular case the zero influence of H₂S and nonmetallic inclusions (sulphide) on the processes of stress corrosion development. The operator of the named pipeline was recommended to consider revealed results while planning repairs.

Keywords: stress corrosion, non-metallic inclusions, cyclic tests, corrosion products, effect of sulphur and cyclic loads on corrosion, geometry of cracks.

References

1. ALIMOV, S.V., A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. The concept of diagnosis and repair of gas mains in regions with high susceptibility to stress corrosion cracking [Kontseptsiya diagnostirovaniya i remonta magistralnykh gazoprovodov v regionakh s vysokoy predraspolozhennostyu k stress-korrozii]. *Gazovaya Promyshlennost*. 2015, no. S2 (724), pp. 10–15. ISSN 0016-5581. (Russ.).
2. CHENG, Y.F. *Stress corrosion cracking of pipelines*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2013.
3. KING, F. *Stress corrosion cracking of carbon steel used fuel containers in a Canadian deep geological repository in sedimentary rock*. Toronto, Ontario, Canada: Nuclear Waste Management Organization, 2010. NWMO TR-2010-21.
4. MIKHAYLOV, A.I. Recognition of stress-corrosion cracking using combined magnetoacoustic in-line flaw detector [Vyyavleniye KRN kombinirovannymi magnitoakusticheskimi vnutritrubnymi defektoskopami] [online]. Available from: https://vniigaz.gazprom.ru/d/textpage/d3/467/11_vniigaz_ssc_2017_mihailov.pdf. (Russ.).
5. RYAKHOVSKIKH, I., R. BOGDANOV, T. ESIEV, etc. Stress corrosion cracking of pipeline steel in near-neutral pH environment. In: *Proc. of Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2014*, pp. 807–814.
6. PERLOVICH, Y.A., O.A. KRYMSKAYA, M.G. ISAENKOVA, et al. Effect of layerwise structural inhomogeneity on stress-corrosion cracking of steel tubes. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 130: Proc. 10th International School-Conference on Materials for Extreme Environment (MEEDPA 10): Development, Production and Application, 19–23 October 2015, Moscow, Russia, pp. 61–65. (Russ.).
7. ZAITSEV, A.I., I.G. RODIONOVA, O.N. BAKLANOVA, et al. Structural factors governing main gas pipeline steel stress corrosion cracking resistance. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 7–8, pp. 695–706. ISSN 0026-0894.
8. LINTON, V., E. GAMBOA, M. LAW. Strategies for the repair of stress-corrosion cracked gas transmission pipelines: assessment of the potential for fatigue failure of dormant stress-corrosion cracks due to cyclic pressure service. *Journal of pipeline engineering*. 2007, vol. 6, no. 4, pp. 207–217. ISSN 1753-2116. (Russ.).
9. MAREWSKI, U., M. STEINER. *UKOPA/GP/009. Near neutral pH and high pH stress corrosion cracking: industry good practice guide*. Ambergate, Derbyshire: UK Onshore Pipeline Operators' Association, 2016.
10. GINTTEN, M., T. PENNEY, I. RICHARDSON, et al. An integrated approach to the integrity management of stress corrosion cracking in pipelines: a case study. In: *Proc. of Rio Pipeline Conference & Exposions, September 24–26, 2013*. 2014.
11. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, I.V. RYAKHOVSKIKH, et al. Studying a possibility of continuous service of pipes with minor stress-corrosion cracks [Issledovaniye vozmozhnosti dlitelnoy ekspluatatsii trub s neznachitelnymi stress-korroziionnymi povrezhdeniyami]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 4–11. ISSN 2306-8949. (Russ.).

12. AGINEY, R.V., S.S. GUSKOV, V.V. MUSONOV, et al. Investigation of dimensional properties and location of stress corrosion cracks in trunk gas pipelines [Issledovaniye geometricheskikh parametrov i osobennostey raspolozheniya stress-korroziionnykh povrezhdeniy na magistralnykh gazoprovodakh]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 102–107. ISSN 2306-8949. (Russ.).
13. BOGDANOV, R.I., A.I. MARSHAKOV, V.E. IGNATENKO. Effect of hydrogen peroxide on crack growth rate in X70 pipeline steel in weak acid solution. *Corrosion Engineering Science and Technology*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 294–301. ISSN 1478-422X.
14. CHEN, W., R. KANIA, R. WORTHINGHAM, et al. Transgranular crack growth in the pipeline steels exposed to near-neutral pH soil aqueous solutions: the role of hydrogen. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 20, pp. 6200–6214. ISSN 1359-6454.
15. ARABEY, A.B., O.N. MELEKHIN, O.V. BURUTIN, et al. Studying the possibility of long-term operation of pipes with insignificant SCC. *3R International*. 2017, no. 01–02, pp. 104–110.
16. PERLOVICH, Y., O. KRYMSKAYA, M. ISAENKOVA, et al. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes. *Materials Science Forum*. 2017, vol. 879, pp. 1025–1030. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1025 (2017). ISSN. 1662-9760.
17. GAZPROM PJSC. *Method of testing pipe steels for stress-corrosion cracking* [Sposob ispytaniya trubnykh staley na korroziionnoye rastreskivaniye pod napryazheniyem]. Inventors: A.B. ARABEY, I.V. RYAKHOVSKIKH, T.S. YESIYEV, et al. 2016. RU 2582911. (Russ.).
18. REED, S.J.B. *Electron microprobe analysis and scanning electron microscopy in geology* [Elektronno-zondovyy analiz i rastrovaya mikroskopiya]. Translated from English. Moscow: Tekhnosfera, 2008. (Russ.).

УДК 621.644.07:[620.194.22+620.196.2]

Сравнительный анализ результатов работ подрядных организаций по обнаружению и идентификации стресс-коррозионных дефектов на участках линейной части магистральных газопроводов ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород»

Р.Н. Юнусов^{1*}, В.А. Зазнобин¹

¹ ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород», Российская Федерация, 603950, г. Нижний Новгород, ул. Звездинка, д. 11

* E-mail: yunusovrn@vtg.gazprom.ru

Ключевые слова: коррозионное растрескивание под напряжением, магистральный газопровод, внутритрубная диагностика, натурные испытания, стресс-коррозионный дефект, нормативная база.

Тезисы. В ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород» эксплуатируются 5953 км магистральных газопроводов, внутритрубная диагностика (ВТД) на которых проводится на постоянной основе. В настоящее время наблюдается негативная тенденция роста количества обнаруживаемых и вырезаемых труб со стресс-коррозионными дефектами.

В статье анализируются отчеты по ВТД трех подрядных организаций: АО «Газприборавтоматика-сервис», АО «Газпром оргэнергогаз», ООО «Научно-производственный центр «Внутритрубная диагностика», проводивших обследования на газопроводах ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород» в 2012–2018 гг. Оценена возможность обнаружения стресс-коррозионных дефектов при проведении ВТД различными подрядными организациями.

Кратко изложены результаты проведенных на базе ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород» сравнительных испытаний оборудования для внутритрубного технического диагностирования магистральных газопроводов ПАО «Газпром» и результаты оценки соответствия средств ВТД требованиям нормативных документов, которая проводилась в 2018 г. на специализированном стенде Управления аварийно-восстановительных работ – филиала ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород» в г. Богородске.

В настоящее время ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород» (далее – Общество) эксплуатирует 13562 км магистральных газопроводов (МГ), на которых в последнее время наблюдается рост количества выявленных стресс-коррозионных дефектов. В связи с этим Обществом выполнена оценка причин роста стресс-коррозионной активности подведомственных МГ с точки зрения качества и достоверности данных, предоставляемых по результатам внутритрубной диагностики (ВТД). Далее в статье приведены результаты анализа динамики обнаружения стресс-коррозионных дефектов газопроводов по результатам ВТД за период 2012–2018 гг.; сведения о проведенных в 2017 г. на базе Общества натурных сравнительных испытаниях внутритрубных устройств; данные о локальных нормативных документах, разработанных в Обществе с целью повышения качества и достоверности обследований и совершенствования порядка выполнения работ по обследованию трубопроводов.

Геометрия и конструктивные характеристики 59,5 % (8073 км) всех эксплуатируемых Обществом МГ обеспечивают проведение ВТД, остальные МГ имеют геометрические или конструктивные особенности и для проведения ВТД требуют реконструкции (рис. 1).

Обществом реализуется Программа диагностирования газопроводов, не оборудованных стационарными камерами запуска и приема внутритрубных устройств, на 2016–2019 гг., утвержденная заместителем Председателя Правления В.А. Маркеловым 25.06.2015. Среднегодовой километраж внутритрубных инспекций на приспособленных для этого участках МГ – 1276 (рис. 2). Видно, что с 2008-го по 2013 г. объемы работ ООО «Научно-производственный центр «Внутритрубная диагностика» (ООО «НПЦ «ВТД»)) равномерно снижались, при этом среднегодовые объемы сохранялись за счет привлечения специалистов АО «Газприборавтоматика-сервис»

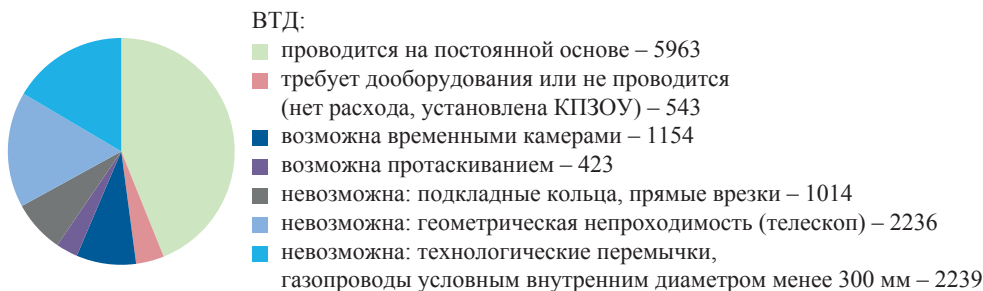


Рис. 1. Диаграмма распределения протяженности, км, МГ Общества по возможностям проведения ВТД: КПЗОУ – камера приема-запуска очистных устройств

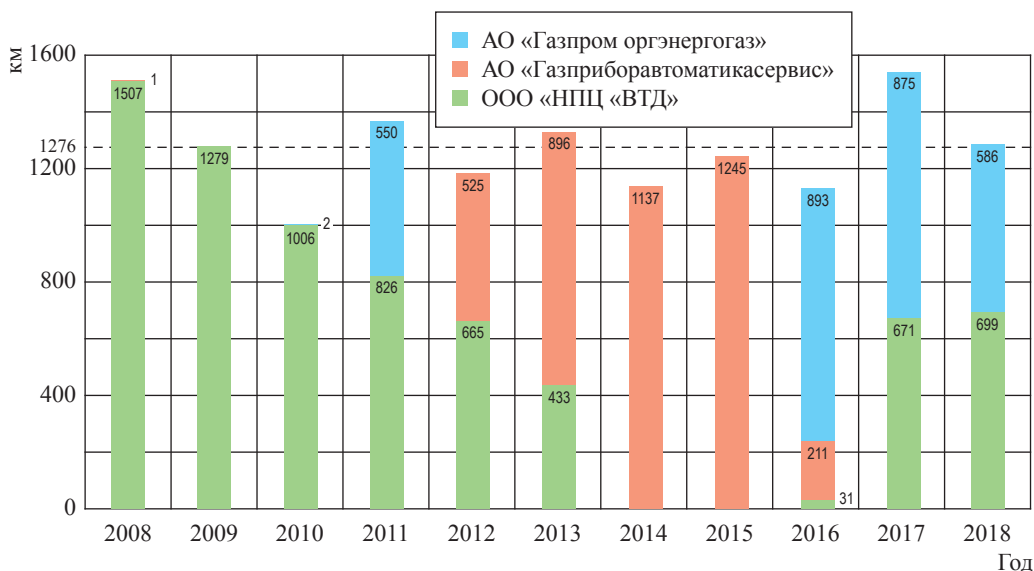


Рис. 2. Диаграмма распределения километража ВТД МГ в 2008–2018 гг. по подрядным организациям

и АО «Газпром оргэнергогаз». В 2014–2015 гг. ВТД на объектах Общества проводилась только специалистами АО «Газpribоравтоматикасервис», с 2017 г. объемы ВТД примерно поровну делят АО «Газпром оргэнергогаз» и ООО «НПЦ «ВТД».

На рис. 3 представлены данные об обнаружении стресс-коррозионных дефектов средствами ВТД в 2008–2018 гг. С 2008-го по 2010 г. в Обществе фиксировался рост количества выявляемых стресс-коррозионных дефектов, что при неизменных объемах ВТД и постоянном подрядчике, видимо, говорит о совершенствовании средств ВТД в это время.

Количество труб с обнаруженными стресс-коррозионными дефектами, по данным отчетов ВТД, сокращалось с 2010-го по 2012 г. В 2013–2015 гг. средствами ВТД АО «Газpribоравтоматикасервис»

и АО «Газпром оргэнергогаз» трещины типа коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) практически не фиксировались, в этот период количества выявленных трещин составили от нуля до 0,0032 шт. на 1 км трассы газопровода.

В 2017 и 2018 гг. установлена негативная тенденция роста количества обнаруженных средствами ООО «НПЦ «ВТД» труб с трещинами. Вероятно, она является следствием низкой выявляемости КРН по результатам ВТД в 2013–2015 гг. и в дальнейшем сохранится.

В отношении кольцевых сварных соединений также наблюдается неравномерное распределение количества коррозионных дефектов и аномалий различного происхождения по годам. Это следствие отсутствия общих методик и стандартов идентификации и оценки степени опасности коррозионных дефектов

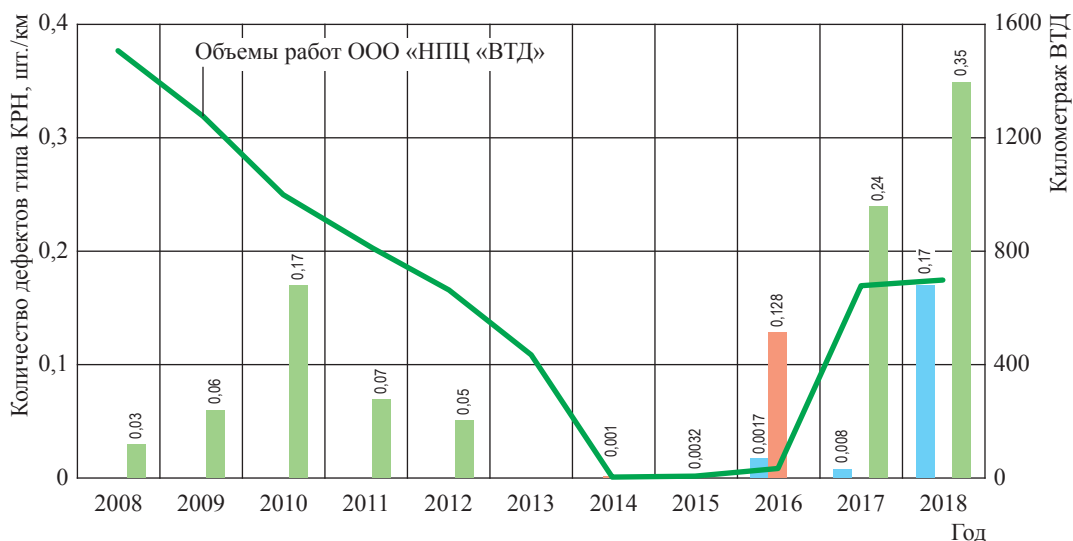


Рис. 3. Распределение количества обнаруженных дефектов типа КРН по годам (2008–2018 гг.), по данным ВТД; см. экспликацию к рис. 2

и дефектных сварных соединений по результатам ВТД.

Учитывая, что ВТД подвергаются одни и те же газопроводы, количество обнаруживаемых дефектов из года в год может меняться, но в целом по Обществу должно демонстрировать четкий тренд и не зависеть от организации, проводившей ВТД. В данном случае очевидна зависимость числа выявляемых дефектов от того, какая организация проводит работы.

Результаты натурных испытаний внутритрубных устройств

Одним из средств обеспечения достоверности ВТД может служить отдельная процедура допуска подрядных организаций на объекты Общества и приемки Обществом результатов ВТД с обязательным дополнительным дефектоскопическим контролем по данным предварительных отчетов ВТД в соответствии с нормативными требованиями¹.

В 2017 г. на базе Общества организованы и в два этапа (в стендовых и полевых условиях) проведены испытания внутритрубных устройств (условный диаметр 1400 мм) различных производителей. Стендовые протяжки и трассовые пропуски внутритрубных устройств, входящих в комплексы внутритрубного технического диагностирования, осуществлены в соответствии с Программой натурных

испытаний оборудования для внутритрубного технического диагностирования магистральных газопроводов ПАО «Газпром» и планом графиком пропусков средств ВТД.

Стендовые и натурные испытания проводились в присутствии представителей группы специалистов ПАО «Газпром», созданной Департаментом ПАО «Газпром» (В.А. Михаленко) для проведения испытаний, и представителей заинтересованных организаций – разработчиков средств ВТД. На стендовом этапе в испытаниях участвовали комплексы внутритрубных устройств четырех производителей, а именно: АО «Газприборавтоматикасервис», АО «Газпром оргэнергогаз», АО «Бейкер Хьюз», ООО «НПЦ «ВТД». В ходе испытаний оценивались наличие и комплектность комплексов ВТД и документации на внутритрубное оборудование, массогабаритные характеристики внутритрубных инспекционных приборов (ВИП), особенности их конструкции и значения напряженности магнитного поля, создаваемого магнитными системами дефектоскопов. Магнитное поле оценивали с помощью индикаторных и измерительных приборов (индикатор магнитных полей, миллитесламетр) на внешней поверхности трубы с наибольшей толщиной стенки. Измерения проводили в статическом (при остановке ВИП) и динамическом (при движении ВИП) режимах. Для оценки воспроизводимости результатов ВТД протяжку каждого ВИП выполняли не менее трех раз. По результатам

¹ См.: ГОСТ Р 55999-2014. Внутритрубное техническое диагностирование газопроводов. Общие требования.

протяжек ВИП на испытательном стенде оформлялись акты протяжек и чек-листы для дальнейшей оценки соответствия оборудования требованиям нормативно-технической документации (НТД).

Комиссия ПАО «Газпром» оценивала возможности обнаружения и идентификации дефектов различных видов комплексами ВТД подрядных организаций. По результатам оценки установлено, что выявляемость дефектов потери металла (имитация коррозии) и дефектов в виде пропилов (имитация трещин) в зоне продольных сварных соединений у большинства представленных комплексов ВТД соответствует требованиям НТД и составляет 100 %, за исключением АО «Газпром оргэнергогаз». По пропилам в зонах кольцевых сварных швов выявляемость оборудованием АО «Газприборавтоматикасервис», АО «Бейкер Хьюз», АО «Газпром оргэнергогаз» составляет 50 % и ниже.

Нормативные требования к выявляемости всех видов дефектов выполнялись только ООО «НПЦ «ВТД». В соответствии

с требованиями, предъявляемыми к стенду для испытаний комплексов ВТД [1], трубы содержали дефекты естественного происхождения в виде стресс-коррозионных трещин. Ста процентов стресс-коррозионных дефектов не выявила ни одна организация, что свидетельствует о необходимости дальнейшего совершенствования комплексов ВТД.

Трассовые пропуски инспекционных и очистных внутритрубных устройств, входящих в комплексы ВТД, были организованы и проведены в соответствии с требованиями НТД [2] на участке с 2519-го по 2584-й километр линейной части МГ Уренгой – Центр-1 (компрессорная станция «Починки» – р. Мокша) в зоне ответственности Починковского Линейно-производственного управления МГ Общества.

Результаты анализа данных, полученных после трассовых пропусков комплексов ВТД и подтверждения дефектов типа КРН при наружном обследовании труб в шурфах, приведены в таблице. В ходе

Сравнительная информация о дефектах типа КРН, полученная после трассовых пропусков комплексов ВТД и наружного обследования труб в шурфах

№ трубы	Трассовый пропуск комплекса ВТД – наименование дефекта				Наружное обследование	
	ООО «НПЦ «ВТД»	АО «Газпром оргэнергогаз»	АО «Газприборавтоматикасервис»	АО «Бейкер Хьюз»	Наименование дефекта	Геометрические размеры, мм
632	Зона продольных трещин	Аномалия продольного шва, коррозия	Аномалия продольного шва	Коррозия	Зона продольных трещин в области продольного шва	950×150×2,7; 1130×135×0,5
2176	Зона продольных трещин	Зона продольных трещин, коррозия	Коррозия	Каверны	Зона продольных трещин	2200×130×6,1
2177	Зона продольных трещин	–	Коррозия	–	Зона продольных трещин	630×140×4,1
2460a	–	–	–	–	Зона продольных трещин	2130×170×2,8
2461	Зона продольных трещин	–	Зона продольных трещин	Коррозия	Зона продольных трещин	720×110×5,1
2464	Зона продольных трещин	–	–	–	Зона продольных трещин	210×40×3,5
2583	Зона продольных трещин, коррозия	–	Коррозия	Коррозия	Зона продольных трещин	390×250×4,5
2633	Зона продольных трещин	Механическое повреждение	Механическое повреждение	–	Зона продольных трещин	210×290×5,4
3158	–	–	–	–	Зона продольных трещин	310×320×2,2
3159	–	Коррозия, технологический дефект	Зона продольных трещин	Коррозия	Зона продольных трещин (+12 зон продольных трещин)	1380×210×2,8

Окончание таблицы

№ трубы	Трассовый пропуск комплекса ВТД – наименование дефекта				Наружное обследование	
	ООО «НПЦ «ВТД»	АО «Газпром оргэнергогаз»	АО «Газприбор-автоматикасервис»	АО «Бейкер Хьюз»	Наименование дефекта	Геометрические размеры, мм
3237	Зона продольных трещин	Коррозия	–	Поперечная канавка	Зона продольных трещин	1380×90×5,2
4046	Зона продольных трещин	Коррозия	–	–	Зона продольных трещин	300×90×6,9
4261	Зона продольных трещин	Коррозия	–	Коррозия	Зона продольных трещин	600×100×4,1

Примечание: цветом отмечены совпадения при идентификации труб с трещинами, подлежащими выявлению средствами ВТД в соответствии с ГОСТ Р 55999-2014.

проведения сравнительных испытаний обследованы 13 труб с трещинами. Специалистами ООО «НПЦ «ВТД» по данным отчета ВТД выявлены 10 труб с трещинами, специалистами АО «Газпром оргэнергогаз» и АО «Газприборавтоматикасервис» – по одной трубе, АО «Бейкер Хьюз» дефектов-трещин не обнаружено. Трещина в зоне продольного шва на трубе № 632 выявлена только специалистами ООО «НПЦ «ВТД», и одна не выявленная больше ни кем зона трещин на трубе № 3159 обнаружена только специалистами АО «Газприборавтоматикасервис».

Следует отметить, что определение схожести результатов внутритрубного обследования и неразрушающего контроля (НК) труб и сварных соединений в шурфах с целью количественной оценки качества и достоверности данных отчетов по ВТД в настоящее время не регламентировано.

Мероприятия по дополнению нормативной базы Общества и совершенствованию порядка выполнения работ

В целях повышения надежности линейной части МГ, недопущения аварий и инцидентов после проведения шурфовых работ по результатам ВТД, а также совершенствования порядка выполнения работ, оформления технической документации, нормативной базы Общества в области технического регулирования в 2017 и 2018 гг. введены в действие Инструкция по проведению обследований в шурфах дефектных труб и сварных соединений газопроводов и Регламент обследования труб и соединительных деталей ЛЧ МГ в шурфах. Указанные документы устанавливают порядок действий персонала линейно-эксплуатационных служб и служб защиты

от коррозии, специалистов по НК при подготовке шурфов и проведении диагностических обследований с целью подтверждения наличия и уточнения геометрических размеров дефектов, выявленных при ВТД. Определены объемы земляных, подготовительных и завершающих работ, виды и объем применяемых методов НК, а также формы, объем и порядок предоставления отчетных документов. В частности, указанные нормативы предписывают при обнаружении на трубе дефектов типа КРН подвергать вихретоковому обследованию 100 % площади поверхности обследуемой и примыкающих труб [3]. Вскрытие и обследование примыкающих труб прекращается при обнаружении труб без стресс-коррозионных дефектов.

В мае 2018 г. утверждена программа сотрудничества Общества и ООО «Газпром ВНИИГАЗ» на 2018–2022 гг. по четырем различным направлениям, в том числе в сфере оценки работоспособности МГ, подверженных КРН. Один из разделов программы предусматривает проведение лабораторных и натурных исследований стресс-коррозионных дефектов, а также разработку методик обследований в шурфах труб со стресс-коррозионными дефектами и оценки степени опасности и определения видов ремонта стресс-коррозионных дефектов глубиной менее 10...15 % от толщины стенки трубы.

Совместные работы Общества и ООО «Газпром ВНИИГАЗ» в рамках указанной программы позволят повысить достоверность оценки степени опасности стресс-коррозионных дефектов.

Исходя из анализа данных отчетов 2008–2018 гг. по результатам ВТД, проводимой

на объектах Общества, установлена зависимость количества выявленных стресс-коррозионных дефектов от того, какая именно подрядная организация проводила инспекцию. Зависимость подтверждается результатами ведомственных натурных испытаний средств ВТД на базе Общества в 2017–2018 гг.

Для повышения качества обследований труб в рамках текущего ремонта газопроводов требуется дополнить нормативную базу ПАО «Газпром» стандартами, предусматривающими процессы оценки качества данных ВТД, унификации процедур оценки степени

опасности обнаруживаемых по результатам ВТД дефектов, проведения наружных обследований в шурфах, в том числе с учетом нормативных документов, разработанных в этой области Обществом.

Учитывая тенденцию роста стресс-коррозионной активности, для повышения достоверности степени опасности дефектов типа КРН требуется продолжить исследование механизмов зарождения и развития данных дефектов с учетом условий и режимов эксплуатации газопроводов.

Список литературы

1. Р Газпром 2-2.3-806-2014. Методика испытаний оборудования для внутритрубной дефектоскопии трубопроводов.
2. СТО Газпром 2-2.3-1050-2016. Внутритрубное техническое диагностирование.
3. СТО Газпром 2-2.3-173-2007. Инструкция по комплексному обследованию и диагностике магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением.

Comparing outputs of agencies contracted on discovering and identification of stress-corrosion defects at linear sections of the Gazprom Transgaz Nizhny Novgorod LLC trunk gas pipelines

R.N. Yunusov^{1*}, V.A. Zaznabin¹

¹ Gazprom Transgaz Nizhny Novgorod LLC, Bld. 11, Zvezdinka street, Nizhny Novgorod, 603950, Russian Federation

* E-mail: yunusovrn@vtg.gazprom.ru

Abstract. The Gazprom Transgaz Nizhny Novgorod LLC operates 13562 km of trunk gas pipelines, and continually carries out in-line inspection of 5963 km. Nowadays, there is a negative trend when the quantity of discovered and cut-off pipes with stress corrosion defects increases.

The article analyzes few reports on the in-line flaw detection of the Gazprom Transgaz Nizhny Novgorod LLC gas pipelines executed in 2012–2018 by various contractors, namely: the Gazpriboravtomatikaservis JSC, Gazprom Orgenergogaz JSC, LLC NPC VTD. The aim was to evaluate perspectives of stress corrosion detection in case different enterprises did the in-pipe inspection.

There is a summary of the comparative tests of the equipment applied for in-line flaw inspection of the Gazprom PJSC trunk gas pipelines. In 2018, this particular equipment was also estimated on conformity with the requirements of correspondent standards and technical regulations using a specialized stand of the Emergency Response and Restoration Bureau – the subsidiary of the Gazprom Transgaz Nizny Novgorod LLC in Bogorodsk.

Keywords: stress-corrosion cracking, trunk gas pipeline, in-line diagnostics, ground testing, stress-corrosion defect, technical regulations.

References

1. R Gazprom 2-2.3-806-2014. *Test procedure for pipeline in-line flaw inspection equipment* [Metodika ispytaniy oborudovaniya dlya vnutritrubnoy defektoskopii truboprovodov]. (Russ.).
2. SТО Gazprom 2-2.3-1050-2016. *In-pipe technical diagnostics* [Vnutritrubnoye tekhnicheskoye diagnostirovaniye]. (Russ.).
3. SТО Gazprom 2-2.3-173-2007. *Instruction on complex inspection and diagnostics of trunk gas pipelines subject to stress-corrosion cracking* [Instruktsiya po kompleksnomu obsledovaniyu i diagnostike magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korrozionnomu rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. (Russ.).

УДК 624.131.3

Инженерные изыскания. К вопросу проведения зимних электрометрических работ

А.М. Пушкарёв^{1*}, Н.Н. Глазов¹, И.Ю. Копьев¹, М.Ю. Лексиков², Д.Ю. Фёдоров²

¹ ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

² ПАО «ВНИПИГаздобыча», Российская Федерация, 410012, г. Саратов, ул. Сакко и Ванцетти, д. 4

* E-mail: A_Pushkarev@vniigaz.gazprom.ru

Ключевые слова:
коррозия,
электрохимическая
защита,
защитный
потенциал,
удельное
электрическое
сопротивление
грунта,
блуждающий ток,
температура грунта.

Тезисы. Любые строительство или реконструкция сооружений нефтегазового комплекса ведутся в соответствии с проектными решениями, которые основываются на данных инженерных изысканий. В зависимости от сочетания внешних факторов принимаются те или иные технические решения, в том числе по системе противокоррозионной защиты подземных стальных сооружений. Качество электрометрических работ, проведенных в рамках инженерных изысканий, напрямую влияет на стоимость и эффективность системы противокоррозионной защиты подземных стальных трубопроводов.

Действующими российскими нормативными документами определены требования к инженерным изысканиям для строительства, которые должны обеспечивать получение необходимых данных о природных и техногенных условиях и прогнозирование их изменения с детальностью, достаточной для разработки проектных решений [1]. Таким образом, в объем инженерно-геологических изысканий должно входить комплексное изучение участка строительства, включая состояние и свойства грунтов, их сезонное изменение, в том числе определение глубины сезонного промерзания и коррозионной агрессивности.

Свод правил СП 47.13330.2012 [1] не содержит рекомендаций по срокам проведения геофизических (электрометрических) работ, при этом указано, что объемы и сроки работ определяет технический заказчик. Статьей 47 Градостроительного кодекса РФ определено, что выполнение отдельных видов инженерных изысканий (их состав, объем и методы) устанавливает программа, разработанная на основе задания технического заказчика, с учетом условий, характерных для участка строительства, в том числе и климатических. В СНиП 1.02.07-87 [2] присутствовало указание на необходимость учета сезонности в регионе изысканий при разработке программы работ, которая должна предусматривать стационарные наблюдения продолжительностью не менее одного года или сезона проявления процесса. Применительно к оценке свойств грунтов данное требование распространялось на определение характеристик грунтов в замершем и растепленном состояниях.

Рассмотрим сезонность проведения инженерных изысканий с позиций получения исходных данных для проектирования системы электрохимической защиты, в частности, определения удельного электрического сопротивления грунта по трассе трубопровода и на участке расположения анодного заземления, естественного потенциала стали по трассе трубопровода, наличия на участках блуждающих и индуцированных токов. Следует отметить, что показатель катодной плотности тока в соответствии с методикой ГОСТ 9.602¹ определяется в лабораторных условиях и не зависит от сезона измерений.

Зачастую из-за длительных процедур выбора исполнителя инженерных изысканий время на выполнение работ сокращается и может переместиться на зимне-весенний период. Учитывая расположение регионов, в которых в настоящий момент

¹ См.: ГОСТ 9.602-2016. Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Сооружения подземные. Общие требования к защите от коррозии.

ведутся изыскательские работы для нужд нефтегазового комплекса, следует отметить значительную продолжительность зимнего периода – до 7 месяцев в году.

Безусловно, существуют аргументы в пользу проведения изысканий в зимний период. Такими аргументами являются и возможность использования автомобильной транспортной техники в труднодоступных участках трассы, и оптимизация логистики, и увеличение темпов изысканий при использовании транспорта, и снижение затрат на доставку оборудования и персонала. Все указанные плюсы в полной мере раскрываются при выполнении работ в пойменных, заболоченных и удаленных от цивилизации районах.

При подсчитывании средств, сэкономленных благодаря планируемому зимним изысканиям, следует разделять работы, результаты которых не зависят от климатических условий, и зависящие напрямую от температуры, при которой проводятся измерения. К первой группе относятся геодезические работы, пространственная привязка трассы, бурение скважин для оценки состава грунта и определения уровня грунтовых вод и др. Авторы попытались экспериментально выявить риски использования данных зимних изысканий для проектирования системы электрохимической защиты (ЭХЗ), моделируя условия замершего грунта и его растепления.

Методика эксперимента

В качестве модельного грунта использовался песок, увлажненный 3%-ным раствором NaCl, при температуре +15 °С удельное электрическое сопротивление грунта составляло

500 Ом·м. Полимерную емкость с модельным грунтом помещали на 24 ч в климатическую камеру при температуре минус 25 °С. Предварительно в модельный грунт вертикально вводили два стальных электрода диаметром 3 мм и длиной 150 мм, которые выступали на 20 мм над уровнем грунта. При замерзании грунт и электроды составляли монолит, который помещали в емкость большего объема с модельным грунтом, имеющим температуру 18 ± 3 °С (рис. 1). Мерзлый монолит (см. рис. 1б) представлял собой область с особыми физическими свойствами, параметры которой определялись в процессе экспериментов в сравнении с параметрами грунта при комнатной температуре.

Схемы экспериментов для определения степени влияния состояния (температуры) грунта на результаты измерений, моделирующих электрометрические работы в замершем грунте, представлены на рис. 2.

Комплекс измерений каждого параметра проводили до полного растепления замершего грунта. Температуру грунта измеряли тепловизором (на поверхности) и лабораторным термометром (в середине монолита). Поскольку эксперименты проводили при комнатной температуре и объем «теплого» грунта был примерно в пять-шесть раз больше объема замершего, то процесс растепления грунта до температуры 0 °С длился около 2 ч (рис. 3). Безусловно, в реальных грунтах градиент температур не так значителен и не имеет выраженной границы, а объемы контактирующих грунтов с разной температурой условно одинаковы, что обуславливает большую инерционность процесса растепления замершего грунта.



Рис. 1. Общий вид экспериментальной емкости (а) с фрагментом замороженного грунта (б)

Температура грунта определяет его электрическую проводимость. Удельное электрическое сопротивление мерзлого грунта температурой ниже минус 3 °С будет в несколько раз превышать аналогичный показатель обычного незамерзшего грунта (рис. 4). При дальнейшем снижении температуры грунта снижение его электрической проводимости происходит по экспоненциальному закону, и при температуре, близкой к минус 10 °С, значение удельного электрического сопротивления грунта уже превышает

20 кОм·м и выходит из измерительного диапазона общеупотребительных средств измерений (измерителей заземлений). Очевидно, что при определении коррозионной агрессивности грунта, находящегося в замерзшем состоянии, результаты измерений дадут более благоприятную картину, чем в отношении того же грунта при положительных температурах.

В реальных условиях вследствие большой массы грунта и его низкой теплопроводности внешне кажущийся растаявшим ранней весной

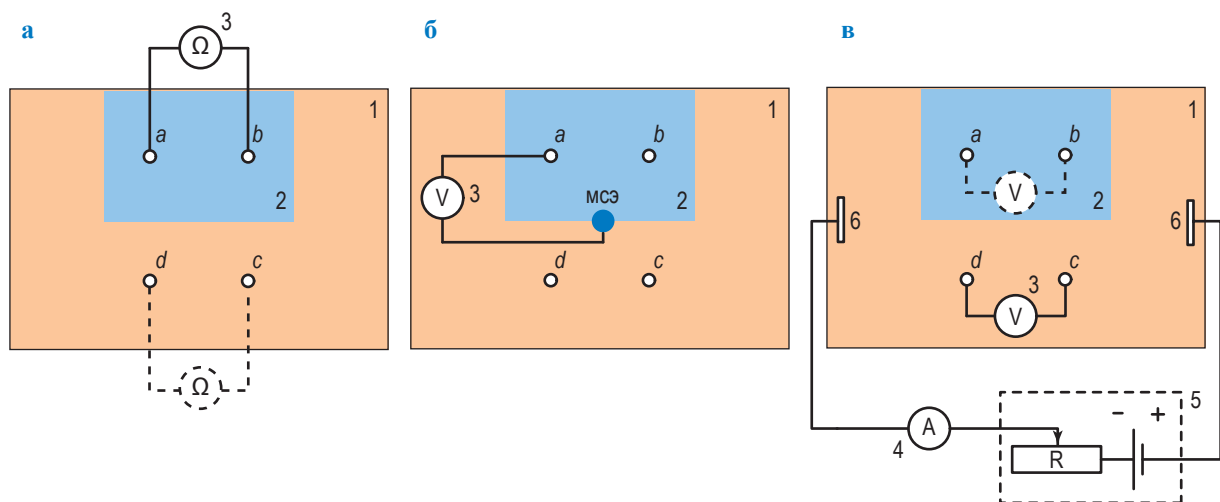


Рис. 2. Схемы измерений удельного электрического сопротивления грунта (а), потенциала стальных электродов (б), блуждающих токов в грунте (в):

1 – участок грунта комнатной температуры (+18 °С); 2 – участок замороженного (–16 °С) грунта; 3 – средство измерений (измеритель заземлений или милливольтметр); 4 – миллиамперметр постоянного тока; 5 – регулируемый источник постоянного тока; 6 – электроды – имитаторы блуждающего тока; а, b, с, d – стальные измерительные электроды; МСЭ – медносulfатный электрод сравнения

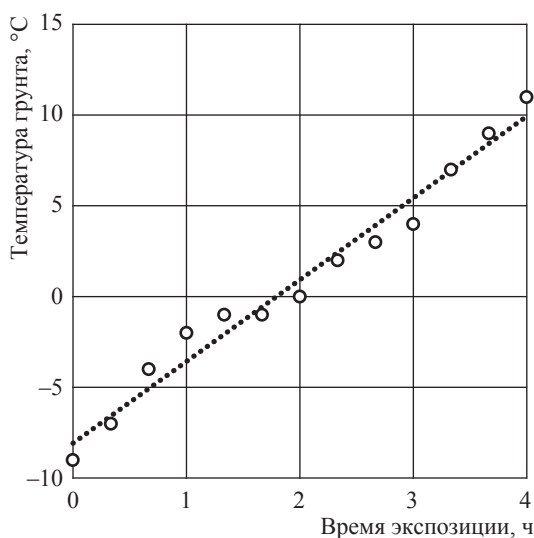


Рис. 3. Скорость растепления модельного грунта

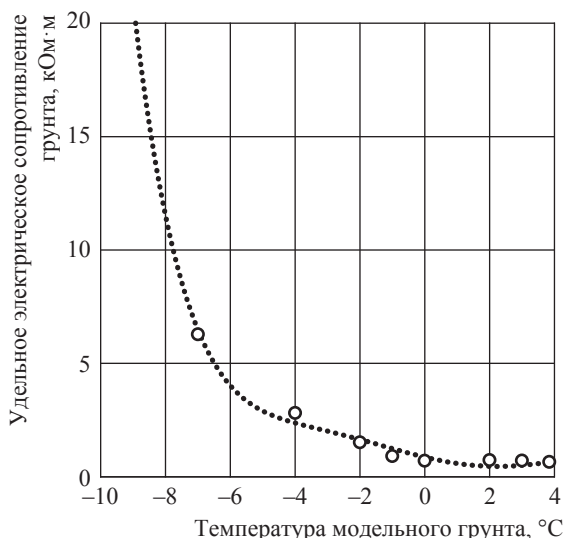


Рис. 4. Зависимость электрической проводимости грунта от температуры

насыщенный влагой поверхностный слой грунта может иметь незначительную толщину (0,1...0,3 м), а под ним будет располагаться замерзший слой. Поскольку при изысканиях следует определять удельное электрическое сопротивление грунта на глубине укладки трубопровода (до 2 м), то при планировании измерений нужно учитывать широтные особенности скорости растепления грунта. Как показали результаты экспериментов, потенциал стального электрода, расположенного в замершем грунте, измеренный относительно МСЭ, на 60...80 мВ положительнее потенциала стального электрода, находящегося в растепленном грунте (рис. 5). А если учесть тот факт, что электрод сравнения располагался в грунте температурой +11 °С (см. рис. 2б) и мог выступать в качестве опорной точки для измерения потенциала, то в замороженном грунте градиент потенциалов может составлять 130 мВ и выше и будет определяться проводимостью медного купороса в объеме электрода сравнения.

Потенциал стальных электродов в замороженном грунте, находящихся в поле постоянного тока, имитирующего блуждающие токи в земле, также зависит от температуры грунта. Выявлена зависимость увеличения (по абсолютной величине) разности потенциалов двух стальных электродов относительно друг друга (измерения с помощью МСЭ). При моделировании блуждающего тока (см. схему на рис. 2в) потенциалы стальных электродов a и b ведут себя разнонаправленно (см. $a_{\text{пол}}$ и $b_{\text{пол}}$ на рис. 5),

и направление смещения потенциала определяется близостью к катоду или аноду источника токов в земле, при этом расположение МСЭ остается неизменным.

Экспериментально выявлено, что при температуре минус 2 °С и ниже потенциалы электродов, находящихся в поле постоянного тока, более чем на 200 мВ отличаются от потенциалов, измеренных в растепленном грунте. Данную величину можно назвать «ошибкой в измерении», которая зависит только от изменяющегося при отрицательных температурах показателя удельного электрического сопротивления грунта. Следовательно, выявленная «ошибка» будет присутствовать при измерении градиента напряжений при определении наличия блуждающих токов методом креста и оценке его потенциальной опасности. На рис. 6 представлено подтверждение этого предположения. При измерении градиента постоянного тока между электродами (см. рис. 2в) выявлено увеличение градиента в замершем грунте практически на 50 % относительно растепленного грунта (+3...+8 °С). Поскольку при эксперименте все параметры, кроме температуры грунта, оставались неизменными, то выявленный эффект можно связать с увеличением сопротивления растеканию тока стальных электродов, которое пропорционально удельному электрическому сопротивлению грунта.

Если воспользоваться результатами измерений, полученными в грунте температурой ниже минус 5 °С, то можно сделать вывод,

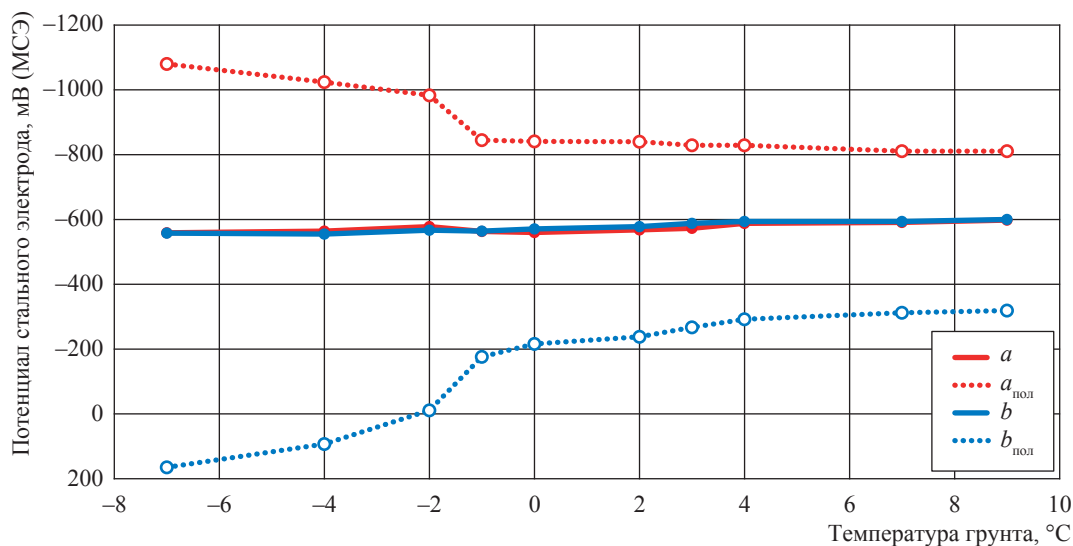


Рис. 5. Зависимость изменения потенциала стального электрода от температуры грунта: пунктирные линии – смещение потенциалов в поле постоянного тока (5,5...6,3 мА)

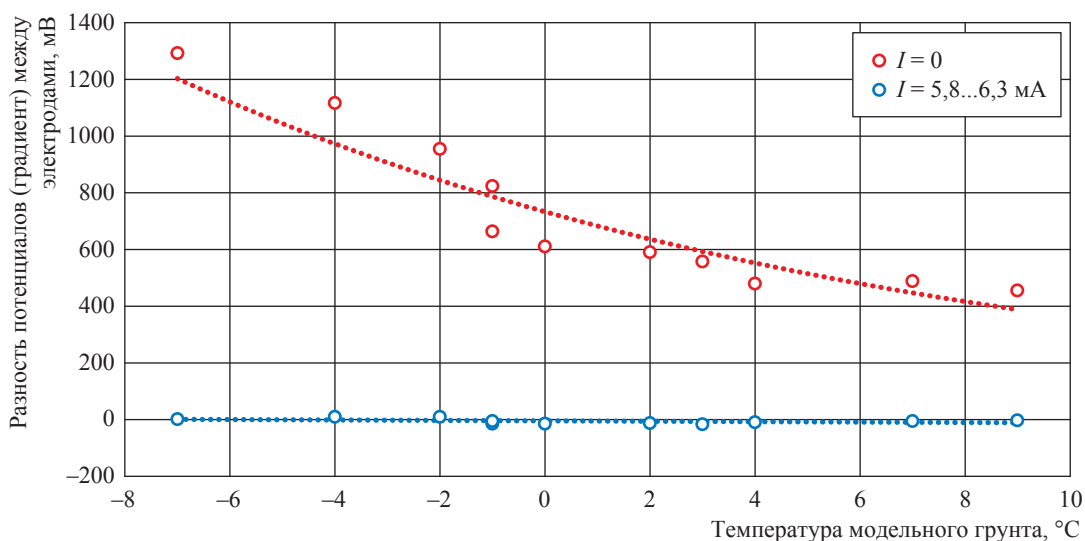


Рис. 6. Изменение градиента между электродами в зависимости от температуры грунта и силы тока (I) поляризации

что на участке выявлено опасное влияние блуждающих токов. Далее при проектировании будут заложены избыточные технические решения по снижению блуждающих токов, которые повлекут за собой дополнительные затраты на оборудование и строительные работы. В итоге заказчик понесет лишние и неоправданные расходы, а организация – исполнитель инженерных геофизических изысканий получит экономию за счет факторов, отмеченных в начале статьи.

Проведенные эксперименты доказывают, что результаты измерений блуждающих токов в земле и удельного сопротивления грунта в зимних условиях и в грунтах с полностью или частично замерзшим электролитом могут значительно отличаться от результатов измерений, проведенных в растепленном грунте. Следовательно, при проектировании

существует риск некорректного выполнения расчетов в отношении элементов системы ЭХЗ и ошибочной оценки коррозионной опасности на участке.

Недопустимо использовать данные инженерных изысканий, полученные только в зимний период, для оценки коррозионной агрессивности грунта и проектирования системы ЭХЗ. Для минимизации будущих рисков заказчика данные геофизических изысканий и сформированные на их основе проектные решения следует принимать только с материалами, подтверждающими сроки проведения изысканий в период, исключающий промерзание грунтов на глубине эксплуатации сооружения.

Список литературы

1. СП 47.13330.2012. Инженерные изыскания для строительства. Основные положения. Актуализированная редакция СНиП 11-02-96.
2. СНиП 1.02.07-87. Инженерные изыскания для строительства.

Engineering survey. To a question of winter electrometric works

A.M. Pushkarev^{1*}, N.N. Glazov¹, I.Yu. Kopyev¹, M.Yu. Leksikov², D.Yu. Fedorov²

¹ Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

² VNIPIgazdobycha PJSC, Bld. 4, Sacco and Vanzetty street, Saratov, 410012, Russian Federation

* E-mail: A_Pushkarev@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. Any construction or reconstruction of oil-gas facilities must be done according to the design solutions based on the data of engineering survey. Depending on a combination of external factors, one or another technical solution will be adopted including an anticorrosion protection for underground steel structures. Quality of electrometric works carried out within the framework of an engineering survey directly influences the costs and efficacy of a system aimed at anticorrosion protection of underground steel pipelines.

Keywords: corrosion, electrochemical protection, protective potential, specific electrical resistivity of soil, vagabond current, temperature of soil.

References

1. Code SP 47.13330.2012. Engineering survey for construction. Basic principles. (Russ.).
2. Building code SNiP 1.02.07-87. Engineering survey for construction. (Russ.).

УДК 621.644.07:[620.194.22+620.196.2]

Экспериментальная оценка несущей способности и остаточного ресурса труб магистральных газопроводов с трещинами стресс-коррозионного происхождения по результатам полигонных испытаний в ООО «Газпром трансгаз Ухта»

С.И. Погуляев^{1*}, И.В. Максютин¹, И.В. Ряховских²

¹ Инженерно-технический центр ООО «Газпром трансгаз Ухта», Российская Федерация, 169300, Республика Коми, г. Ухта, ул. Сосновая, д. 4

² ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Российская Федерация, 142717, Московская обл., Ленинский р-н, с.п. Развилковское, пос. Развилка, Проектируемый пр-д № 5537, вл. 15, стр. 1

* E-mail: spoguliaev@sgp.gazprom.ru

Ключевые слова: коррозионное растрескивание под напряжением, полигонные испытания, магистральный газопровод, рост трещин, оценка остаточного ресурса.

Тезисы. Нормативная документация ПАО «Газпром» предписывает при капитальных ремонтах вырезать трубы с трещинами стресс-коррозионной природы вне зависимости от размера этих трещин. В то же время анализ аварийности показывает, что причинами отказа ранее являлись только глубокие дефекты. По результатам различных исследований установлено, что размеры дефектов типа коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) на участках магистральных газопроводов, где проводились ремонтные работы, не менялись.

С целью подкрепления доказательной базы в отношении возможности продления срока безопасной эксплуатации труб с мелкими трещинами типа КРН, не подверженных воздействию коррозионной среды, в 2015–2016 гг. в ООО «Газпром трансгаз Ухта» проводились полигонные испытания. Для полигонных испытаний из действующих газопроводов были вырезаны трубы с мелкими трещинами типа КРН. Затем вырезанные образцы нагружали внутренним давлением – всего состоялись 2000 отнулевых циклов нагружения. В процессе испытаний осуществлялся мониторинг роста трещин неразрушающими методами контроля, по результатам которого увеличения размеров трещин не выявлено. Кроме того, выполнен комплекс лабораторных испытаний. Результаты испытаний показали, что металл труб соответствует техническим требованиям, к тому же подтверждено отсутствие изменения размеров мелких трещин. Дополнительно выявлены особенности геометрии труб, которые способствуют развитию трещин.

По итогам проведенной работы установлено, что испытанные трубы с трещинами типа КРН при отсутствии доступа к ним коррозионно-активной среды обладали достаточной несущей способностью и остаточным ресурсом не менее 27 лет.

Большая часть магистральных газопроводов (МГ), эксплуатируемых в ООО «Газпром трансгаз Ухта», сооружалась до 1981 г., при этом для изоляции труб в основном применяли пленочное покрытие, средний срок службы которого составлял примерно 10 лет. В дальнейшем из-за нарушения такого покрытия и, как следствие, доступа коррозионной среды к телу трубы начались процессы коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), что, в свою очередь, привело к снижению надежности эксплуатации МГ.

В процессе ремонтно-восстановительных мероприятий по обеспечению эксплуатационной надежности МГ, подверженных КРН, при наружном обследовании труб наряду с глубокими трещинами выявляется большое количество мелких (глубиной менее 10 % от толщины стенки трубы) трещин, в то время как существующие внутритрубные снаряды-дефектоскопы не позволяют выявлять стресс-коррозионные трещины малой глубины. Такое положение дел в конечном итоге влияет на корректность планирования объемов замены труб во время капитального ремонта, так как действующими нормативными требованиями ПАО «Газпром» запрещается оставлять в эксплуатации трубы с трещинами типа КРН любых размеров. Кроме того, анализ аварийности за период с 1998-го по 2015 г. показал, что причиной разрушения газопроводов ПАО «Газпром» стали глубокие трещины типа КРН, а результаты

повторных обследований участков спустя 8–12 лет эксплуатации после ремонтных работ подтверждают прекращение процессов КРН на переизолированных трубах [1].

Для подтверждения отсутствия роста мелких дефектов типа КРН, не испытывающих воздействия коррозионной среды, а также с целью подкрепления доказательной базы по продлению безопасной эксплуатации труб с мелкими трещинами типа КРН в ООО «Газпром трансгаз Ухта» проведены полигонные испытания.

Организация экспериментальных работ

Для проведения полигонных испытаний после анализа данных внутритрубной дефектоскопии и наружных обследований были выбраны трубы с мелкими трещинами типа КРН, из которых подготавливались катушки (табл. 1). Всего отобрали восемь катушек длиной 2...2,5 м

из труб, которые эксплуатировались на участках трассы МГ Ухта – Торжок III (начиная с полутора километров по 39-й километр) и трассы МГ Пунга – Ухта – Грязовец IV (с 501-го по 537-й километр).

Подготовленные и обследованные катушки труб монтировались в единую плетку общей длиной 20 м. Для создания давления рабочей жидкостью использовался опрессовочный агрегат АО-181, соединенный с плетью подводным шлейфом условным диаметром 50 мм, кроме того, на плети и около стенда устанавливались манометры для контроля давления. В качестве рабочей жидкости использовалась вода, а при отрицательных температурах – 16%-ный водный раствор NaCl.

Испытания проводились с 2015 по 2016 г. в два этапа (рис. 1). В сентябре-октябре 2015 г. осуществлено многократное нагружение

Таблица 1

Информация о трубах, вырезанных для проведения полигонных испытаний

Характеристика	Тип трубы		
	1	2	3
Типоразмер, мм	Ø 1420×16,5	Ø 1420×17,5	Ø 1420×17,5
Производитель	Харьковский трубный завод (ХТЗ)	Mannesmann	Mannesmann
Технические условия	ТУ 14-3-600-77	ТУ 56-70	ТУ 56-74
Марка стали	X70	X60	X70
Год ввода в эксплуатацию	1981	1978	
Вид, состояние изоляции	Битумная (после капитального ремонта 2014 г.), состояние удовлетворительное		Пленочная, полностью разрушившаяся
Номера катушек	2...5	9	6...8

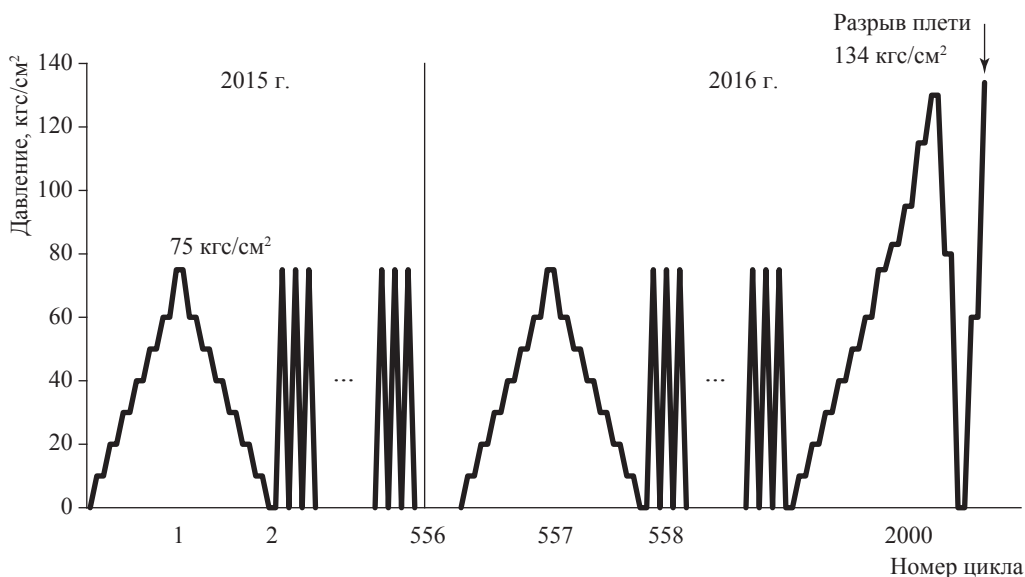


Рис. 1. Режим нагружения трубной плети в процессе полигонных испытаний 2015–2016 гг.

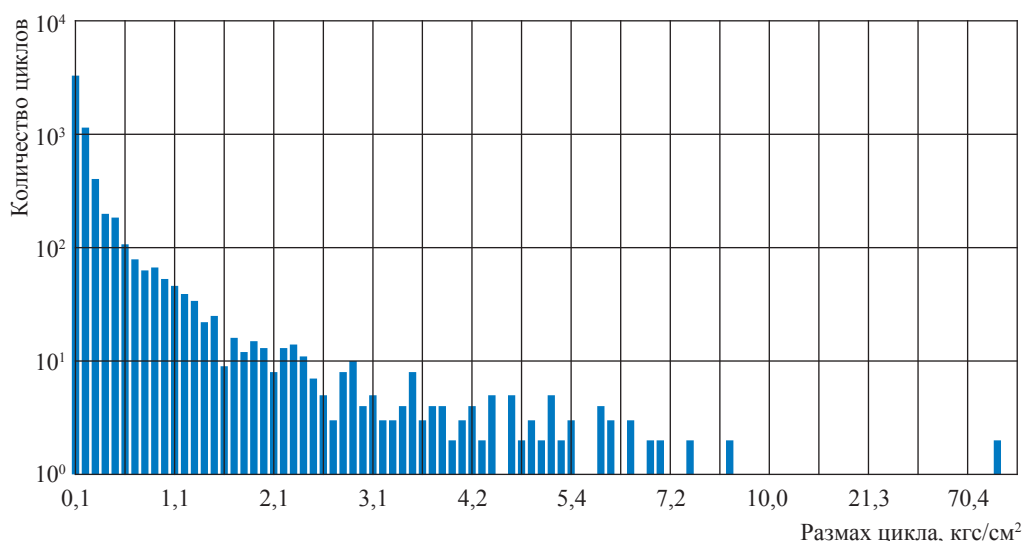


Рис. 2. Спектр нагружения участка газопровода

трубной плети в количестве 556 циклов в режиме 0...75...0 кгс/см². Далее, уже в сентябре-ноябре 2016 г., для окончательной оценки предельной несущей способности и остаточного ресурса труб с дефектами типа КРН выполнены еще 1444 цикла нагружения. Некоторые циклы состояли из ступенчатого нагружения с шагом 10 кгс/см² до рабочего давления $P_{\text{раб}} = 75$ кгс/см² с выдержкой. При последнем нагружении трубную плеть довели до разрушения давлением 134 кгс/см². Общее число циклов нагружения трубной плети до нормативного значения $P_{\text{раб}}$, включая нагружения на начальном этапе и многократные подъемы давления, составило 2000.

Анализ режима работы участка газопровода

С целью установления характера нагружения участков газопроводов, из которых были вырезаны трубы, диспетчерская служба предоставила данные о перепаде давления за пять целых шесть десятых года. На их основе с использованием средств автоматизации проведена схематизация случайного процесса нагружения трубопровода по методу выделения полных циклов в соответствии с ГОСТ 25.101-83¹, по результатам которой получили спектр нагружения участка МГ за рассматриваемое время (рис. 2).

Для обработки спектра нагружения и выделения количества эквивалентных полных отнулевых циклов нагружения (0...75...0 кгс/см²) приняли, что каждый цикл вносит поврежденность, пропорциональную своему размаху. Следовательно, количество N полных эквивалентных отнулевых циклов в год будет определяться по формуле

$$N = \frac{\sum_{i=1}^k D_i}{T P_{\text{раб}}},$$

где D_i – размах i -го цикла, кгс/см²; k – общее число циклов; T – длительность рассматриваемого периода нагружения, лет; $P_{\text{раб}}$, кгс/см².

Таким образом, установлено, что самый нагруженный участок МГ, из которого были вырезаны катушки труб, воспринимал 7,3 эквивалентных полных отнулевых цикла в год. В дальнейшем при учете коэффициента запаса по долговечности, регламентированного нормативной документацией² и равного 10, при полигонных испытаниях трубной плети приняли, что за год эксплуатации происходят 73 эквивалентных полных отнулевых цикла.

¹ См.: ГОСТ 25.101-83. Расчеты и испытания на прочность. Методы схематизации случайных процессов нагружения элементов машин и конструкций и статистического представления результатов.

² См.: ПНАЭ-Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок / введ. 01.07.1987. – М.: Энергоатомиздат, 1989; СТО Газпром 2-3.5-252-2008. Методика продления срока безопасной эксплуатации магистральных газопроводов ОАО «Газпром» / взамен СТО Газпром 2-3.5-045-2006; введ. 15.04.2009. – М.: Газпром, 2009. – 106 с.

Мониторинг роста трещин типа КРН при полигонных испытаниях

В ходе полигонных испытаний на различных этапах проводился мониторинг возможного роста трещин с применением макро- и микрофотосъемки стресс-коррозионных повреждений, предварительно выявленных с использованием магнитных методов неразрушающего контроля (магнитопорошковая дефектоскопия, магнито-вихретоковый метод). Выявленные зоны трещин обозначали шифром «Фото К-№» (где К – номер катушки, № – порядковый номер зоны на катушке) и размечали рисками, которые наносили твердым металлическим наконечником шабера, т.е. формировали маркерный след для удобства сопоставления изображений. На промежуточных этапах – по завершении некоторого количества циклов – индикаторные рисунки трещин, полученные на смежных этапах испытаний трубной плети, сравнивались между собой. При каждом сопоставлении изображений велся поиск признаков роста дефектов путем установления какого-либо изменения длин одних и тех же трещин или их слияния. В конечном счете, сравнительный анализ фотоснимков на различных этапах испытания показал, что признаки значительного роста стресс-коррозионных повреждений

отсутствуют. Пример сравнения индикаторных рисунков трещин в зоне «Фото 2-2» показан на рис. 3.

Кроме того, в зонах, выделенных под макро съемку, проводился мониторинг глубины трещин с использованием магнито-вихретоковых дефектоскопов МВД-2МК и ВК 1. Для измерения глубины трещин использовался комплексный подход, предполагавший вычисление глубин дефектов по результатам совместных измерений дефектоскопами МВД-2МК и ВК-1, предварительно откалиброванными на испытываемых трубах по результатам контролируемой шлифовки. За значение глубины трещины принимали среднее значение показаний обоих приборов с учетом поправочного коэффициента, полученного при калибровке [2]. Сравнительный анализ результатов измерений (табл. 2), показал, что изменения глубины не превышают паспортного значения приборной погрешности дефектоскопов, равного 0,5 мм. Кроме того, по результатам испытаний образцов после полигонных испытаний установлено, что фактическая глубина трещин в этих зонах соответствует расчетному значению глубины.

Дополнительно возможный рост трещин контролировали микрофотосъемкой с использованием мобильного металлографического

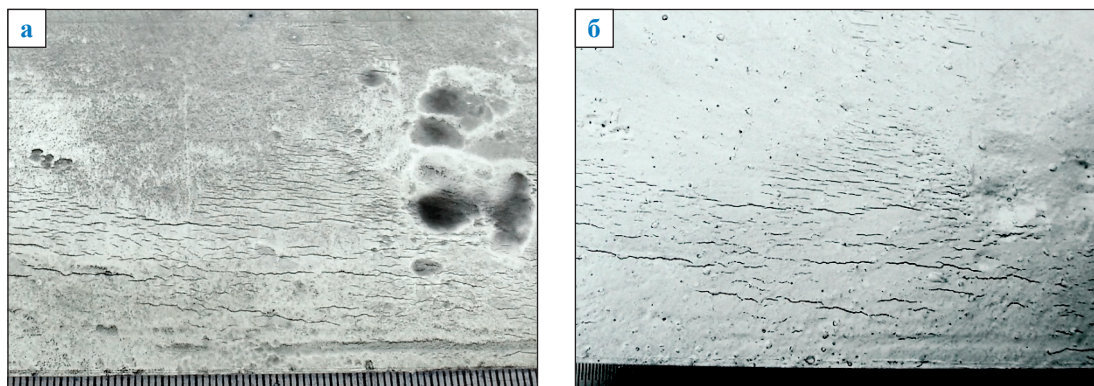


Рис. 3. Индикаторные рисунки трещин в зоне «Фото 2-2» до испытаний (а) и по завершении 1999 циклов (б)

Таблица 2

Результаты измерений глубины трещин приборами МВД-2МК и ВК-1 на различных этапах полигонных испытаний

Тип трубы (см. табл. 1)	Зона	Расчетная глубина, мм				Фактическая глубина, мм
		0 циклов	255 циклов	556 циклов	1998 циклов	
1	Фото 2-2	2,0	2,1	2,1	2,0	2,1
2	Фото 7-1	1,2	0,6	0,7	0,6	1,0
	Фото 8-2	1,7	1,8	1,6	1,1	1,2
3	Фото 9-2	1,5	1,2	1,1	1,1	0,6

микроскопа. Сравнительный анализ морфологии трещин на различных этапах полигонных испытаний (рис. 4) показал отсутствие признаков их роста.

Изменения деформированного состояния труб в процессе нагружения регистрировали с помощью:

- оптоволоконной системы Sm125;
- тензометрической станции ЦТИ-1;
- тензометрической станции UCAM-60B.

Датчики устанавливались непосредственно в зоне трещин и на участках с различной локальной кривизной стенки трубы, измеренной по окружности. Результаты расчета кольцевых напряжений, вычисленные по данным измерений деформации всех трех систем, приведены в табл. 3. Они показывают, что напряженно-деформированное состояние зависит от локального радиуса кривизны стенки трубы

и с его ростом значения кольцевых напряжений возрастают. Максимальные напряжения зафиксированы на катушке № 4 при максимальном радиусе кривизны. Они превысили номинальные напряжения на 28 % (катушка № 6). Датчики, установленные поверх трещин на той же образующей, также показали высокий уровень напряжений. На образующих, которые соответствовали максимальному радиусу кривизны стенки, обнаружены трещины типа КРН.

Для сравнительного анализа уровней теоретических и фактических напряжений поведение металла катушки № 4 моделировалось методом конечных элементов. При этом геометрию трубы проектировали таким образом, чтобы локальные радиусы кривизны стенки (см. табл. 3) располагались на удалении 200 мм друг от друга. Результаты расчета показаны на рис. 5. Видно, что полученные методом конечных

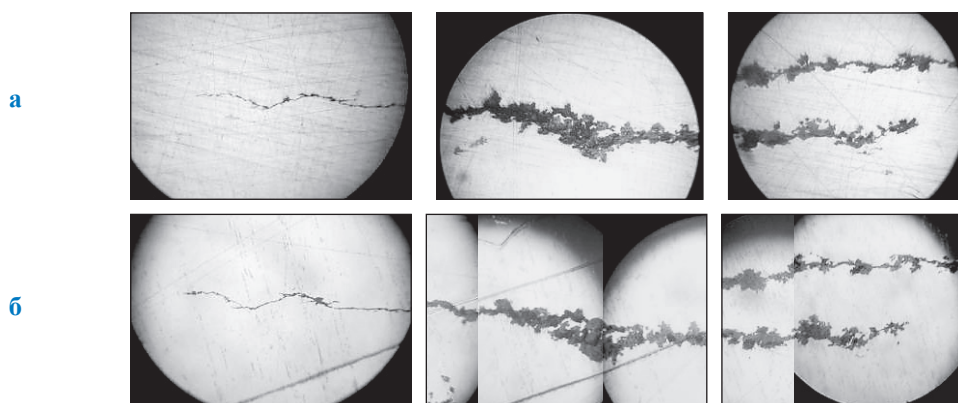


Рис. 4. Микроскопический вид, $\times 100$, участков одной трещины катушки № 4 (труба 1-го типа, см. табл. 1): а – до полигонных испытаний; б – по завершении 1505 циклов полигонных испытаний

Таблица 3

Напряжения, вычисленные по результатам измерения деформаций при различных локальных радиусах кривизны стенки трубы

Локальный радиус кривизны стенки трубы, мм		Средство измерений, место установки датчиков	Кольцевое напряжение, МПа	
			замер	расчет*
Минимальный (R_{\min})	631	Sm125, катушка № 9	225	265
Номинальный ($R_{\text{ном}}$)	707		291	294
Максимальный (R_{\max})	825		342	347
R_{\min}	643	ЦТИ-1, катушка № 6	258	268
$R_{\text{ном}}$	704		295	293
R_{\max}	783		376	340
R_{\min}	611	UCAM-60B, катушка № 4	193	266
$R_{\text{ном}}$	712		338	331
R_{\max}	895		406	412

* Расчет по обобщенному закону Гука с учетом уравнения Лапласа и уравнения равновесия для цилиндрических сосудов [3].

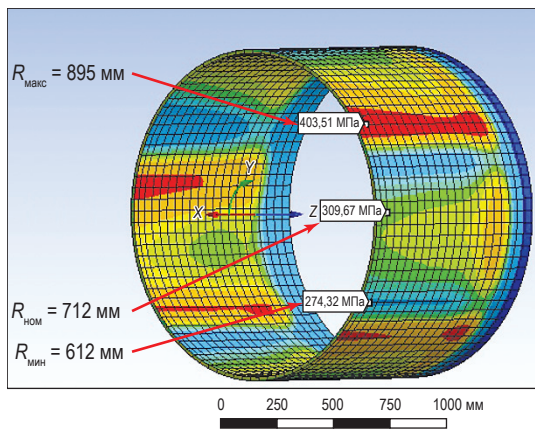


Рис. 5. Распределение кольцевых напряжений (см. цветовой градиент), МПа, в металле трубы 1-го типа (см. табл. 1) с различными радиусами кривизны стенки

элементов кольцевые напряжения в металле трубы на номинальном и максимальном локальных радиусах кривизны стенки соответствуют уровню напряжений, измеренных тензометрическим методом. Таким образом, моделирование методом конечных элементов напряженно-деформированного состояния трубы с изменяющейся локальной кривизной стенки еще раз наглядно показывает, что в различных зонах трубы могут возникать области повышенных напряжений, которые будут способствовать КРН.

Разрушение плети

На заключительном этапе испытаний разрушение трубной плети произошло при давлении 134 кгс/см² по верхней образующей катушки № 4. Здесь следует отметить, что разрушенная труба обладала допустимым запасом прочности, так как фактический коэффициент запаса ее прочности на момент разрушения составлял 1,79 при проектном значении 1,80 для трубопроводов III категории и нормируемом значении 1,74 (см. СТО Газпром 2-2.3-173-2007. Инструкция по комплексному обследованию и диагностике магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением).

При осмотре поверхностей излома в месте разрыва выявлен очаг разрушения, в котором находилась группа продольных трещин типа КРН, объединившихся в процессе нагружения трубной плети в магистральную трещину (рис. 6, табл. 4). Максимальная глубина самой глубокой трещины № 6 составила 6,7 мм.

В области трещин на поверхности излома можно выделить две характерные зоны. Первая зона, имеющая темный оттенок вследствие окисления поверхностей берегов трещин, соответствует развитию трещин в процессе эксплуатации газопровода. Вторая зона в виде узкой светлой полосы, примыкающей

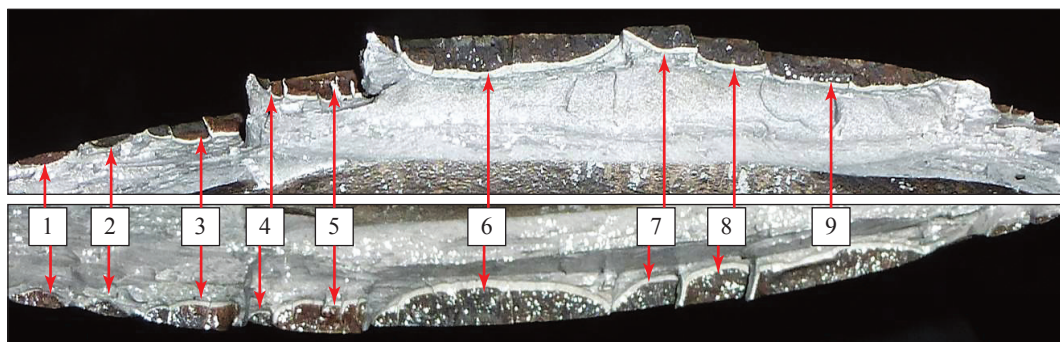


Рис. 6. Изображение двух ответных поверхностей трещин в очаге разрушения (труба 1-го типа, см. табл. 1): цифрами показаны номера трещин

Таблица 4

Геометрические размеры трещин на поверхности излома катушки № 4 (труба 1-го типа, см. табл. 1)

Параметр	Номер трещины (см. рис. 6)								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Длина, мм	12	9	22	8	22	48	20	20	35
Глубина темной области, мм	2,4	2,4	3,5	2,0	4,0	5,3	3,5	4,4	4,0
Глубина светлой области, мм	2,6	2,4	4,1	2,3	4,6	6,7	4,2	5,4	5,0
Приращение глубины, мм	0,2	0,0	0,6	0,3	0,6	1,4	0,7	1,0	1,0

к границе первой зоны, свидетельствует о развитии трещин в процессе повторно-ступенчатого нагружения. Разность глубин этих двух зон соответствует приращению глубины трещины в процессе циклических испытаний.

Лабораторные исследования

До монтажа катушек в плетель и после испытаний из металла труб были вырезаны образцы для проведения исследований в аккредитованной испытательной лаборатории разрушающего контроля Инженерно-технического центра ООО «Газпром трансгаз Ухта», а именно:

- испытаний на статическое растяжение на машине растяжения ИР-5143-200-11 по ГОСТ 1497-84³;
- испытаний на ударный изгиб при пониженных температурах⁴ с использованием маятникового копра ИО 5003-0,3;
- атомно-эмиссионного спектрально-анализа⁵ с использованием спектрометра РМІ-Master plus;
- металлографического обследования шлифов на микроскопе Olympus BX-51.

Лабораторные исследования образцов, вырезанных до испытаний, подтвердили, что механические свойства металла труб удовлетворяют требованиям соответствующих технических условий, а химический состав металла обследованных катушек является типичным для проката, применяемого при изготовлении труб методом контролируемой прокатки.

По результатам металлографического исследования установлено, что микроструктура основного металла катушек труб соответствует типичной структуре листового проката из малоуглеродистой низколегированной стали с карбонитридным упрочнением после проведения нормализации. При осмотре поверхностей металлографических шлифов выявлены трещины типа КРН, распространяющиеся от наружной поверхности трубы в радиальном направлении. Трещины узкие, с острыми вершинами и малым раскрытием берегов, извилистые, с редкими ответвлениями и транскристаллитным характером развития. Отдельные трещины начинаются

со дна поверхностных коррозионных язвенных дефектов. Виды трещин на металлографических шлифах показаны на рис. 7.

После полигонных испытаний из некоторых предназначенных под фотосъемку зон с дефектами типа КРН вырезали образцы, которые в дальнейшем были разрушены в лаборатории на машине растяжения для установления фактической глубины трещин. Фотографии нескольких изломов образцов с трещинами приведены на рис. 8. (Измеренная фактическая глубина для всех испытанных образцов, вырезанных из зон со стресс-коррозионными повреждениями, приведена ранее в предпоследнем столбце табл. 2.) Полученные результаты не противоречат результатам измерений вихретоковыми дефектоскопами. Кроме того, вид трещин в изломах разрушенных образцов свидетельствует об отсутствии признаков роста дефектов в процессе полигонных испытаний.

Дополнительно с целью имитации роста трещин во время полигонных испытаний в лаборатории выполнены циклические испытания образца катушки № 4, вырезанного еще до монтажа трубы в испытываемую плетель, с трещиной на металле. Образец вырезали таким образом, чтобы на двух его боковых гранях (условно – грани А и Б) была видна одна и та же трещина максимальной глубиной до 3,3 мм. Боковые грани подвергались многоступенчатому шлифованию и полированию для контроля роста трещины с помощью металлографии. Циклическое отнулевое растяжение образца проводили с максимальным усилием растяжения, определенным из условия возникновения в поперечном сечении образца напряжений, равных кольцевым напряжениям в трубе от рабочего давления 75 кгс/см², задаваемым во время нагружения плети. Всего проведены 2000 циклов растяжения, как и за все время полигонных испытаний. Затем проводили сравнительный анализ металлографических снимков (рис. 9, 10) трещин на обеих боковых гранях образца. В конечном итоге образец с трещиной довели до разрушения и рассмотрели излом образца с трещиной. На изломе образца (рис. 11) видно, что у трещины появилась хорошо выраженная зона роста высотой 0,63...0,66 мм. За 2000 циклов трещина глубиной 3,3 мм выросла на 0,66 мм (см. рис. 9–11), что соответствует росту аналогичных по глубине трещин № 3 и № 7 (см. рис. 6, табл. 4). На образцах, вырезанных

³ См.: ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.

⁴ См.: ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах (с Изменениями № 1, 2).

⁵ См.: ГОСТ Р 54153-2010. Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа.

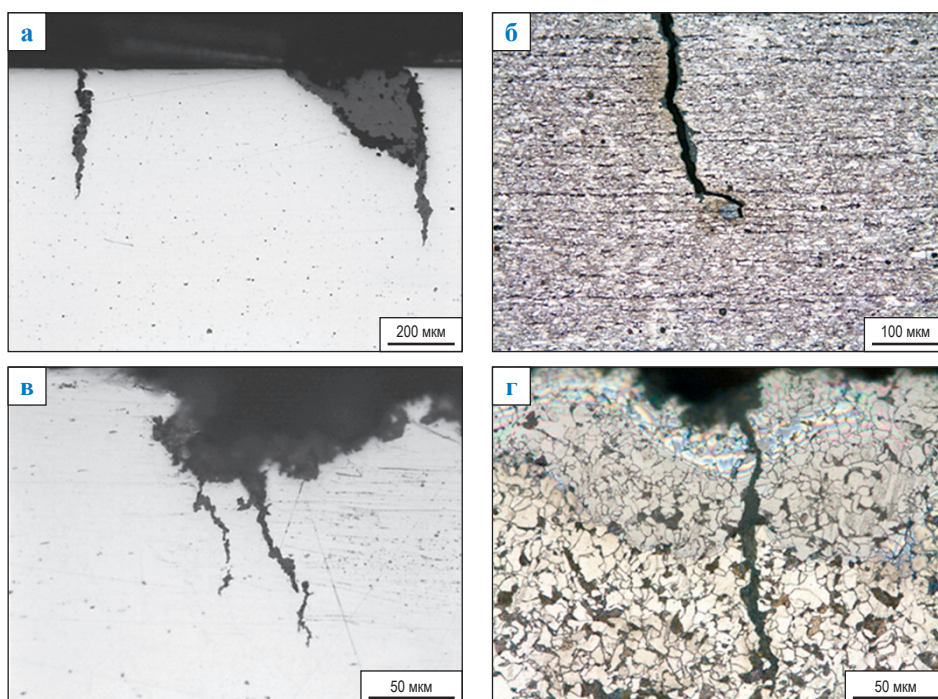


Рис. 7. Вид нетравленных (а, в) и травленных (б, г) металлографических шлифов с трещинами типа КРН: а, б – труба 1-го типа; в, г – труба 3-го типа (см. табл. 1)

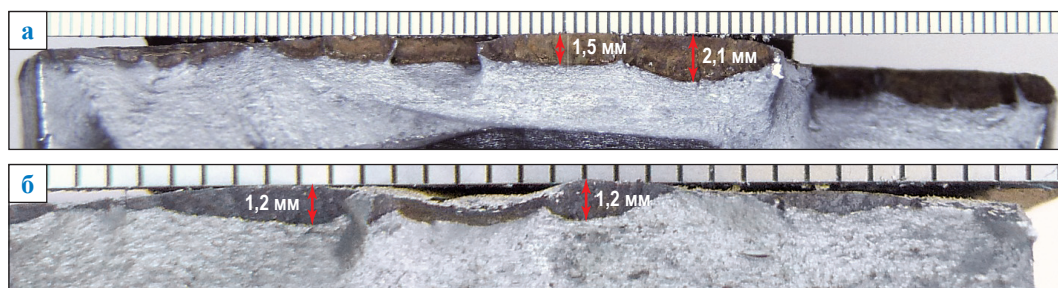


Рис. 8. Фотографии изломов образцов из зон «Фото 2-2» (а) и «Фото 8-2» (б)

из зон с трещинами (см. рис. 8), предназначенными под фотосъемку, отсутствует такая же выраженная зона роста, как у трещин в очагах разрушения плети и образца, испытанного в лаборатории. Это подтверждает, что трещины глубиной до 2,1 мм (13 %) не увеличивались в размерах в процессе полигонных испытаний.

Основные результаты полигонных испытаний труб с трещинами типа КРН глубиной 4...32 %, вырезанных из действующих МГ, показали следующее:

- трубная плеть выдержала без разрушения 2000 циклов повторно-ступенчатого нагружения в режиме от нуля до $P_{\text{раб}}$, что соответствует остаточному ресурсу не менее 27 лет;
- разрушение плети произошло при давлении 134 кгс/см² по группе трещин с начальной

длиной 196 мм и максимальной глубиной 5,3 мм (32 % от толщины стенки трубы);

- перед последним циклом испытания трубная плеть обладала допустимым запасом прочности в соответствии с действующей нормативной документацией;
- трещины глубиной до 13 % толщины стенки трубы в процессе полигонных испытаний не увеличились в размерах.

На основании изложенного можно заключить, что при отсутствии доступа коррозионно-активной среды трубы с мелкими трещинами типа КРН обладают достаточной несущей способностью и продолжительным остаточным ресурсом.

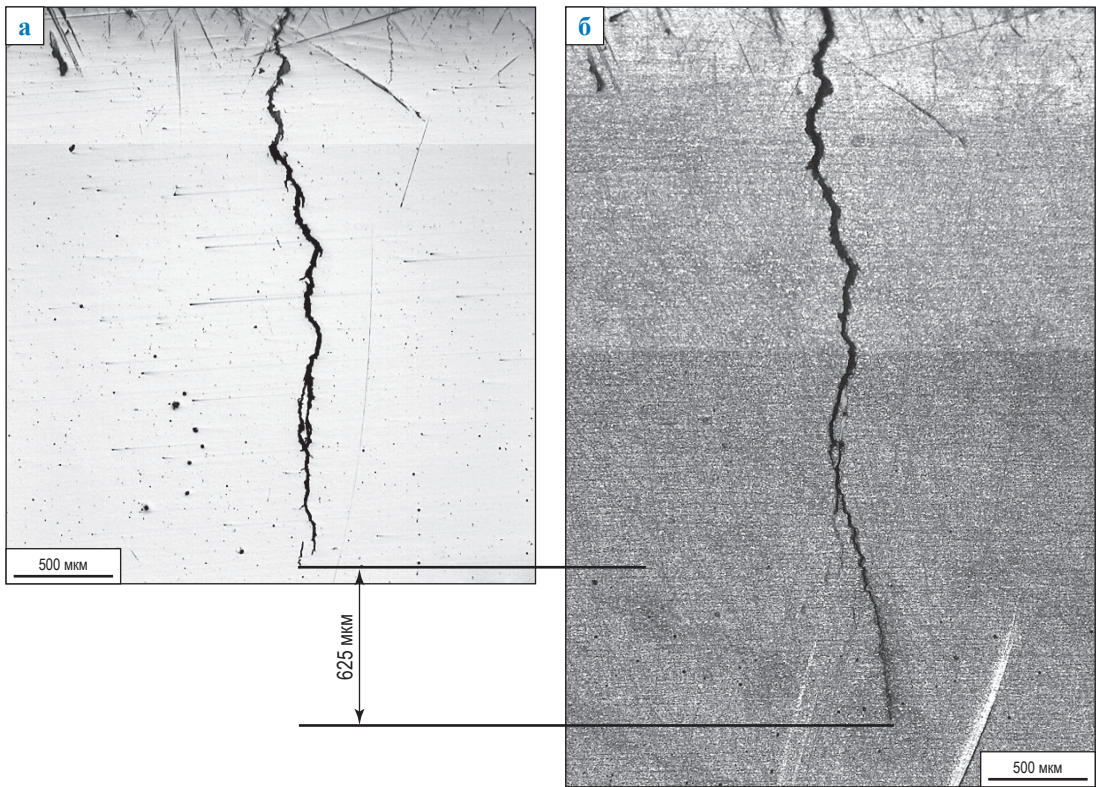


Рис. 9. Вид трещины со стороны грани А на нетравленном шлифе до испытаний (а) и на травленном шлифе после 2000 циклов растяжения (б)

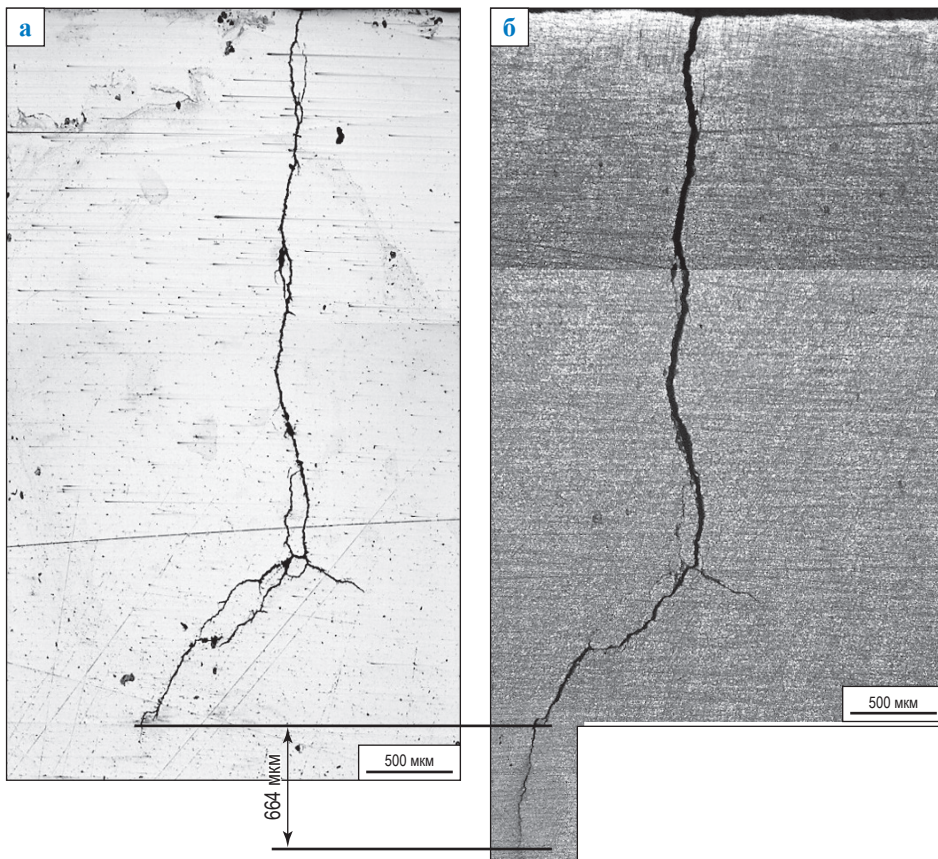


Рис. 10. Вид трещины со стороны грани Б на нетравленном шлифе до испытаний (а) и на травленном шлифе после 2000 циклов растяжения (б)

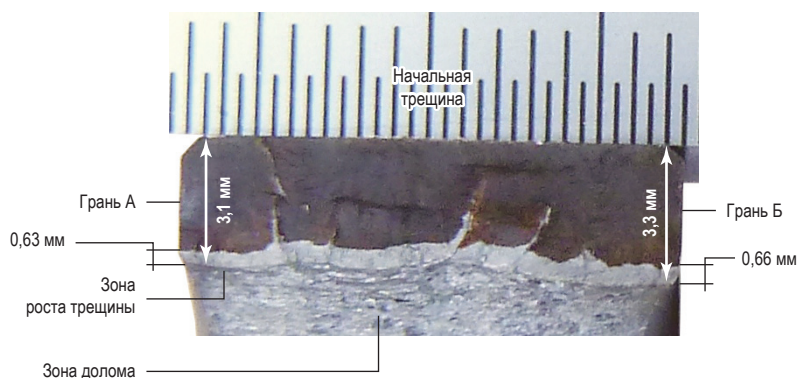


Рис. 11. Поверхность излома образца с трещиной

Список литературы

1. Ряховских И.В. Совершенствование технологии ремонта протяженных участков магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением / И.В. Ряховских, А.В. Мельникова, Д.А. Мишарин и др. // Вести газовой науки: Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2016. – № 3 (27). – С. 79–86.
2. Латышев И.А. Использование вихретокового и магнито-вихретокового дефектоскопов для неразрушающего контроля глубины колонии мелких трещин / И.А. Латышев, С.И. Погуляев // Рассохинские чтения: материалы международной конференции (2–3 февраля 2017 г.): в 2 ч. / под ред. Н.Д. Цхадая. – Ухта: УГТУ, 2017. – Ч. 1. – С. 217–222.
3. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов: учеб. для вузов / В.И. Феодосьев. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 592 с.

Experimental assessment of load capacity and residual lifetime for trunk gas pipelines with stress-corrosion cracks according to the results of the ground tests carried out at the Gazpromy Transgaz Ukhta LLC

S.I. Pogulyayev^{1*}, I.V. Maksyutin¹, I.V. Ryakhovskikh²

¹ Engineering technical center of Gazprom Transgaz Ukhta LLC, Bld. 4, Sosnovaya street, Ukhta, Komy Republic, 169300, Russian Federation

² Gazprom VNIIGAZ LLC, Bld. 1, Estate 15, Proyektiruemyy proezd no. 5537, Razvilka village, Leninskiy district, Moscow Region, 142717, Russian Federation

* E-mail: spogulyaev@sgp.gazprom.ru

Abstract. Technical Gazprom PJSC guidelines dictate to withdraw the pipes having stress-corrosion cracks regardless dimensions of these cracks when major repairs of pipelines are being done. At the same time, damage rate analysis shows that previously only the deep cracks caused failures. According to various test results, at sections of trunk gas pipelines where repairs had been done geometry of stress-corrosion cracks did not change.

To support an evidentiary basis for possible prolongation of safe lifetime requirements for pipes with shallow stress-corrosion cracks not subject to exposure of a corrosive medium, in 2015–2016 the Gazprom Transgaz Ukhta LLC carried out the ground tests. Some pipes with light stress-corrosion cracks were cut out of active pipelines. Then, the withdrawn samples were loaded with internal pressure: totally, there were 2000 zero-to-tension stress cycles. Non-destructive monitoring of crack growth during these tests did not highlight increase of cracks. Besides, complex laboratory tests showed that the metal of pipes answered standard technical requirements, and confirmed unaltered dimensions of the shallow defects. Additionally, the tests identified specifics of pipe geometry favorable for crack growing.

As result, it was stated that in absence of any corrosive medium the tested pipes with stress-corrosion defects had sufficient load capacity and the residual lifetime not less than 27 years.

Keywords: stress-corrosion cracking, ground tests, trunk gas pipeline, growth of cracks, estimation of residual lifetime.

References

1. RYAKHOVSKIKH, I.V., A.V. MELNIKOVA, D.A. MISHARIN, et al. Perfecting an overhaul procedure in respect to long sections of gas mains subject to stress corrosion cracking [Sovershenstvovaniye tekhnologii remonta protyazhennykh uchastkov magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korrozionnoy rastreskivaniyu pod napryazheniyem]. *Vesti Gazovoy Nauki*. Moscow: Gazprom VNIIGAZ LLC, 2016, no. 3 (27): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, pp. 79–86. ISSN 2306-8949. (Russ.).
2. LATYSHEV, I.A., S.I. POGULYAYEV. Application of eddy-current and magneto-eddy-current flaw detectors for non-destructive depth control of a crevices colony [Ispolzovaniye vikhretokovogo i magneto-vikhretokovogo defektoskopov dlya nerazrushayushchego kontrolya glubiny kolonii melkikh trshchin]. In: TSKHADAYA, N.D. (ed.). *Proc. of the Rassokhin Readings international seminar, 2–3 February 2017*: in 2 pts. Ukhta, Russia: Ukhta State Technical University, 2017, pt. 1, pp. 217–222. (Russ.).
3. FEODOSYEV, V.I. *Strength of materials* [Soprotivleniye materialov]. Moscow: Bauman Moscow State Technical University, 1999. (Russ.).

Сведения об авторах

<i>Арабей Андрей Борисович</i>	к.т.н., начальник Отдела 623/1/1 ПАО «Газпром». Тел.: +7(812)641-35-12. E-mail: A.Arabey@adm.gazprom.ru
<i>Афанасьев Алексей Викторович</i>	инженер 2 категории Службы по управлению техническим состоянием и целостностью газотранспортной системы (СУТЦ ГТС) Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(927)740-33-12. E-mail: AV.Afanasev@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Бабушкин Вадим Анатольевич</i>	заместитель генерального директора ООО «Газпром трансгаз Югорск» по эксплуатации газопроводов. Тел.: +7(34675)2-22-12. E-mail: VA.Babushkin@ttg.gazprom.ru
<i>Бельков Дмитрий Николаевич</i>	начальник Службы по управлению техническим состоянием и целостностью газотранспортной системы (СУТЦ ГТС) Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(917)031-96-86. E-mail: d.belkov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Богданов Роман Иванович</i>	к.х.н., начальник Лаборатории физико-химического моделирования и профилактики коррозионно-механического разрушения объектов ЕСГ Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-40-48. E-mail: R_Bogdanov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Власова Лада Владимировна</i>	к.т.н., начальник Лаборатории природно-техногенных рисков Центра управления рисками, повышения устойчивости функционирования и промышленной безопасности ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-42-59. E-mail: L_Vlasova@vniigaz.gazprom.ru
<i>Гладких Наталья Андреевна</i>	младший научный сотрудник Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: fuchsia32@bk.ru
<i>Глазов Николай Николаевич</i>	к.т.н., начальник Лаборатории электрохимической защиты, диагностики и средств коррозионного мониторинга Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-46-88. E-mail: N_Glazov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Гутман Эммануэль Маркович</i>	phD, профессор Университета им. Бен-Гуриона. Тел.: +972(8)646-16-00. E-mail: gutman@bgu.ac.il
<i>Гюнтер Кристина</i>	доктор, ведущий специалист Отдела обеспечения целостности трубопроводов Open Grid Europe GmbH. Тел.: +49(201)364-213-900. E-mail: christina.guenther@open-grid-europe.com
<i>Джумаев Павел Сергеевич</i>	к.т.н., доцент Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(495)788-56-99. E-mail: psdzhumaev@mephi.ru
<i>Зазнобин Виктор Александрович</i>	начальник Службы неразрушающего контроля и диагностики Инженерно-технического центра – филиала ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород». Тел.: +7(831)464-62-79. E-mail: Zaznobin-VA@vtg.gazprom.ru

<i>Запевалов Дмитрий Николаевич</i>	к.т.н., начальник Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-96-91. E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Игнатенко Василий Эдуардович</i>	к.х.н., ведущий научный сотрудник Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: basil148@mail.ru
<i>Игошин Руслан Вячеславович</i>	к.х.н., главный технолог ПАО «Газпром». Тел.: +7(812)641-33-09. E-mail: R.Igoshin@adm.gazprom.ru
<i>Исаенкова Маргарита Геннадьевна</i>	д.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник, профессор Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(495)788-56-99. E-mail: isamarg@mail.ru
<i>Кантюков Рафаэль Равкатович</i>	заместитель генерального директора ООО «Газпром ВНИИГАЗ» по науке. Тел.: +7(498)657-96-69. E-mail: R_Kantyukov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Каишковский Роман Владимирович</i>	к.х.н., ведущий научный сотрудник Лаборатории физико-химического моделирования и профилактики коррозионно-механического разрушения объектов ЕСГ Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-46-88. E-mail: R_Kashkovskiy@vniigaz.gazprom.ru
<i>Коваленко Сергей Владимирович</i>	к.т.н., главный специалист Отдела экспертизы нормативно-технической документации ООО «Газпром газнадзор». Тел.: +7(495)355-98-68. E-mail: kovalenko@gaznadzor.gazprom.ru
<i>Комаров Дмитрий Валерьевич</i>	инженер 1 категории Службы по управлению техническим состоянием и целостностью газотранспортной системы (СУТСЦ ГТС) Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(927)767-17-34. E-mail: D.Komarov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Конищев Константин Борисович</i>	заместитель начальника Корпоративного научно-технического центра развития трубной продукции и технологий сварки ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-42-53. E-mail: K_Konischev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Копьев Игорь Юрьевич</i>	заместитель начальника Лаборатории электрохимической защиты, диагностики и средств коррозионного мониторинга Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-46-88. E-mail: I_Kopiev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Косачев Дмитрий Владимирович</i>	начальник Технического отдела ООО «Газпром трансгаз Югорск». Тел.: +7(34675)2-22-46. E-mail: DV.Kosachev@ttg.gazprom.ru
<i>Крымская Ольга Александровна</i>	младший научный сотрудник, ассистент Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(919)779-54-85. E-mail: olgakrym@inbox.ru
<i>Кузнецов Алексей Николаевич</i>	д.т.н., заместитель генерального директора ООО «Газпром газнадзор» по энергосбережению и экологии – начальник Экологической инспекции ПАО «Газпром». Тел.: +7(499)355-98-70. E-mail: ankuznetsov@gaznadzor.gazprom.ru

<i>Лексиков Михаил Юрьевич</i>	начальник Отдела электрохимической защиты ПАО «ВНИПИГаздобыча». Тел.: +7(8452)743-796. E-mail: leksikovmyu@vnipigaz.gazprom.ru
<i>Лобанова Наталья Анатольевна</i>	главный специалист Лаборатории исследований материалов Корпоративного научно-технического центра развития трубной продукции и технологий сварки ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-42-53. E-mail: N_Lobanova@vniigaz.gazprom.ru
<i>Лопатин Алексей Сергеевич</i>	д.т.н., профессор, заведующий кафедрой РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина. Тел.: +7(499)507-88-88. E-mail: com@gubkin.ru
<i>Ляпичев Дмитрий Михайлович</i>	к.т.н., заместитель главного инженера АО «Газпром оргэнергогаз», доцент кафедры «Термодинамика и тепловые двигатели» РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина. Тел.: +7(495)355-90-50. E-mail: D.Lyapichev@oeg.gazprom.ru
<i>Максютин Игорь Владимирович</i>	начальник Отдела надежности конструкционных элементов Инженерно-технического центра ООО «Газпром трансгаз Ухта». Тел.: +7(8216)77-33-83. E-mail: imaksiutin@sgp.gazprom.ru
<i>Маревски Ульрих</i>	доктор, главный специалист Отдела обеспечения целостности трубопроводов Open Grid Europe GmbH. Тел.: +49(201)364-213-900. E-mail: ulrich.marewski@open-grid-europe.com
<i>Маршаков Андрей Игоревич</i>	д.х.н., профессор, заведующий лабораторией в Институте физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: mar@ipc.rssi.ru
<i>Маянц Юрий Анатольевич</i>	к.т.н., начальник Корпоративного научно-технического центра технологий строительства, эксплуатации и ремонта ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-43-09. E-mail: Y_Mayants@vniigaz.gazprom.ru
<i>Мизитов Кирилл Владимирович</i>	инженер 1 категории в Институте физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: MizKirVl@gmail.ru
<i>Минушкин Роман Александрович</i>	инженер, аспирант Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(495)788-56-99. E-mail: raminushkin@mephi.ru
<i>Мишарин Дмитрий Андреевич</i>	ведущий специалист ПАО «Сбербанк». Тел.: +7(992)336-34-24. E-mail: Misharin-scc@mail.ru
<i>Морозов Николай Сергеевич</i>	инженер, аспирант Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(495)788-56-99. E-mail: nsmorozov@mephi.ru
<i>Ненашева Татьяна Анатольевна</i>	к.х.н., научный сотрудник Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: nenasheva@ipc.rssi.ru
<i>Никулина Дарья Павловна</i>	аспирантка РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина. Тел.: +7(499)507-88-88. E-mail: com@gubkin.ru

<i>Перлович Юрий Анатольевич</i>	д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ». Тел.: +7(495)788-56-99. E-mail: yuperl@mail.ru
<i>Петрунин Максим Андреевич</i>	к.х.н., заведующий сектором в Институте физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)330-15-01. E-mail: mmvp@bk.ru
<i>Поголяев Степан Иванович</i>	заместитель начальника Отдела надежности конструкционных элементов Инженерно-технического центра ООО «Газпром трансгаз Ухта». Тел.: +7(8216)77-33-83. E-mail: spoguliaev@sgp.gazprom.ru
<i>Подольская Вера Владимировна</i>	заместитель начальника Лаборатории предиктивного моделирования поврежденности линейно-протяженных и площадных объектов ЕСГ Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-40-48. E-mail: V_Podolskaya@vniigaz.gazprom.ru
<i>Пушкарев Александр Михайлович</i>	старший научный сотрудник Лаборатории электрохимической защиты, диагностики и средств коррозионного мониторинга Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-46-88. E-mail: A_Pushkarev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Рыбкина Алевтина Александровна</i>	к.х.н., старший научный сотрудник Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН. Тел.: +7(495)334-98-05. E-mail: aa_rybkina@mail.ru
<i>Ряховских Илья Викторович</i>	к.т.н., заместитель начальника Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-40-48. E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru
<i>Савин Дмитрий Валерьевич</i>	инженер 2 категории Службы по управлению техническим состоянием и целостностью газотранспортной системы (СУТЦ ГТС) Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(917)148-09-38. E-mail: D.Savin@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Сахон Алексей Владимирович</i>	заместитель начальника Отдела 308/11/1 ПАО «Газпром». Тел.: +7(812)641-34-02. E-mail: A.Sahon@adm.gazprom.ru
<i>Семенов Александр Михайлович</i>	к.т.н., ведущий научный сотрудник Лаборатории исследования материалов Корпоративного научно-технического центра развития трубной продукции и технологий сварки ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-42-53. E-mail: AMSemenov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Стайнер Михаэль</i>	доктор, руководитель Отдела обеспечения целостности трубопроводов Open Grid Europe GmbH. Тел.: +49(201)364-213-900. E-mail: michael.steiner@open-grid-europe.com
<i>Униговский Яков Борисович</i>	phD, сотрудник Университета им. Бен-Гуриона. Тел.: +972(8)646-16-00. E-mail: yakovun@bgu.ac.il
<i>Федоров Данила Юрьевич</i>	заместитель начальника Отдела электрохимической защиты ПАО «ВНИПИГаздобыча». Тел.: +7(8452)743-796. E-mail: fedorovdyu@vniipigaz.gazprom.ru

<i>Холодков Станислав Анатольевич</i>	главный инженер Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(846)212-39-55. E-mail: s.kholodkov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Чабан Александр Сергеевич</i>	научный сотрудник Лаборатории специальных труб и соединений Корпоративного научно-технического центра развития трубной продукции и технологий сварки ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Тел.: +7(498)657-42-53. E-mail: A_Chaban@vniigaz.gazprom.ru
<i>Шапиро Владимир Дмитриевич</i>	к.т.н., старший научный сотрудник, ведущий инженер Отдела по анализу производственной безопасности ООО «Газпром газнадзор». Тел.: +7(495)355-98-74. E-mail: shapiro@gaznadzor.gazprom.ru
<i>Шипилов Александр Валентинович</i>	заместитель начальника Управления 645/5 – начальник отдела 645/5/3 ПАО «Газпром». Тел.: +7(812)455-07-74. E-mail: A.Shipilov@adm.gazprom.ru
<i>Шнек Рони</i>	phD, профессор Университета им. Бен-Гуриона. Тел.: +972(8)646-16-00. E-mail: roni@bgu.ac.il
<i>Щербо Илья Васильевич</i>	начальник Инженерно-технического центра – филиал ООО «Газпром трансгаз Самара». Тел.: +7(846)212-39-55. E-mail: i.scherbo@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Юнусов Руслан Наилевич</i>	начальник Производственного отдела по эксплуатации газопроводов ООО «Газпром трансгаз Нижний Новгород». Тел.: +7(831)464-62-79. E-mail: yunusovrn@vtg.gazprom.ru

Information about the authors

<i>Afanasyev Aleksy Viktorovich</i>	engineer of the 2 nd category of the Service for control of technical state and integrity of the gas transportation system at the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(927)740-33-12. E-mail: AV.Afanasev@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Arabey Andrey Borisovich</i>	candidate of engineering, head of the Gazprom PJSC division no. 623/1/1. Tel.: +7(812)641-35-12. E-mail: A.Arabey@adm.gazprom.ru
<i>Babushkin Vadim Anatolyevich</i>	deputy general director of the Gazprom Transgaz Yugorsk LLC on pipelines operation. Tel.: +7(34675)2-22-12. E-mail: VA.Babushkin@ttg.gazprom.ru
<i>Belkov Dmitriy Nikolayevich</i>	head of the Service for control of technical state and integrity of the gas transportation system at the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(917)031-96-86. E-mail: d.belkov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Bogdanov Roman Ivanovich</i>	candidate of chemistry, head of the Laboratory for physical-chemical modelling and prophylaxis of stress-corrosion faults at the Unified Gas Supply system facilities in the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-40-48. E-mail: R_Bogdanov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Chaban Aleksandr Sergeyevich</i>	research associate in the Laboratory for special pipes and joints of the Corporate scientific & technical center for development of pipe products and welding techniques at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-42-53. E-mail: A_Chaban@vniigaz.gazprom.ru
<i>Dzhumayev Pavel Sergeyevich</i>	candidate of engineering, assistant professor at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(495)788-56-99. E-mail: psdzhumaev@mephi.ru
<i>Fedorov Danila Yuryevich</i>	deputy head of the Electrochemical protection division at the VNIPIgazdobycha PJSC. Tel.: +7(8452)743-796. E-mail: fedorovdyu@vniipigaz.gazprom.ru
<i>Gladkikh Natalya Andreyevna</i>	junior research associate at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: fuchsia32@bk.ru
<i>Glazov Nikolay Nikolayevich</i>	candidate of engineering, head of the Laboratory for electrochemical protection, diagnostics and corrosion monitoring instruments in the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-46-88. E-mail: N_Glazov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Günther Christina</i>	doctor, leading specialist of the Department for Pipeline integrity support at the Open Grid Europe GmbH. Tel.: +49(201)364-213-900. E-mail: christina.guenther@open-grid-europe.com
<i>Gutman Emmanuel Markovich</i>	phD, professor of the Ben-Gurion University of the Negev. Tel.: +972(8)646-16-00. E-mail: gutman@bgu.ac.il
<i>Ignatenko Vasily Eduardovich</i>	candidate of chemistry, leading research associate at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: basil148@mail.ru

<i>Igoshin Ruslan Vyacheslavovich</i>	candidate of chemistry, chief technologist of the Gazprom PJSC. Tel.: +7(812) 641-33-09. E-mail: R.Igoshin@adm.gazprom.ru
<i>Isayenkova Margarita Gennadyevna</i>	doctor of physics and mathematics, associate professor, leading research associate, professor at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(495)788-56-99. E-mail: isamarg@mail.ru
<i>Kantyukov Rafael Ravkatovich</i>	deputy general director of the Gazprom VNIIGAZ LLC on science. Tel.: +7(498)657-96-69. E-mail: R_Kantyukov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Kashkovskiy Roman Vladimirovich</i>	candidate of chemistry, leading research associate in the Laboratory for physical-chemical modelling and prophylaxis of stress-corrosion faults at the Unified Gas Supply system facilities of the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-46-88. E-mail: R_Kashkovskiy@vniigaz.gazprom.ru
<i>Kholodkov Stanislav Anatolyevich</i>	chief engineer of the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(846)212-39-55. E-mail: s.kholodkov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Komarov Dmitriy Valeryevich</i>	engineer of the 1 st category of the Service for control of technical state and integrity of the gas transportation system at the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(927)767-17-34. E-mail: D.Komarov@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Konishchev Konstantin Borisovich</i>	deputy head of the Corporate scientific & technical center for development of pipe products and welding techniques at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-42-53. E-mail: K_Konishchev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Kopyev Igor Yuryevich</i>	deputy head of the Laboratory for electrochemical protection, diagnostics and corrosion monitoring instruments of the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-46-88. E-mail: I_Kopiev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Kosachev Dmitriy Vladimirovich</i>	head of the Technical division at the Gazprom Transgaz Yugorsk LLC. Tel.: +7(34675)2-22-46. E-mail: DV.Kosachev@ttg.gazprom.ru
<i>Kovalenko Sergey Vladimirovich</i>	candidate of engineering, chief specialist of the Division for expert examination of standard reference documentation at the Gazprom Gaznadzor LLC. Tel.: +7(495)355-98-68. E-mail: kovalenko@gaznadzor.gazprom.ru
<i>Krymskaya Olga Aleksandrovna</i>	junior research associate, assistant at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(919)779-54-85. E-mail: olgakrym@inbox.ru
<i>Kuznetsov Aleksey Nikolayevich</i>	doctor of engineering, deputy general director of the Gazprom Gaznadzor LLC on power saving and ecology – head of the Ecological inspection of the Gazprom PJSC. Tel.: +7(499)355-98-70. E-mail: ankuznetsov@gaznadzor.gazprom.ru
<i>Leksikov Mikhail Yuryevich</i>	head of the Electrochemical protection laboratory at the VNIPIgazdobycha PJSC. Tel.: +7(8452)743-796. E-mail: leksikovmyu@vniipigaz.gazprom.ru

<i>Lobanova Natalye Anatolyevna</i>	chief specialist of the Materiology laboratory in the Corporate scientific & technical center for development of pipe products and welding techniques at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-42-53. E-mail: N_Lobanova@vniigaz.gazprom.ru
<i>Lopatin Aleksey Sergeyeovich</i>	doctor of engineering, professor, head of a chair at National University of Oil and Gas «Gubkin University». Tel.: +7(499)507-88-88. E-mail: com@gubkin.ru
<i>Lyapichev Dmitriy Mikhaylovich</i>	candidate of engineering, deputy chief engineer of the Gazprom Orgenergogaz JSC, assistant professor at the Thermodynamics and heat engines chair at National University of Oil and Gas «Gubkin University». Tel.: +7(495)355-90-50. E-mail: D.Lyapichev@oeg.gazprom.ru
<i>Maksyutin Igor Vladimirovich</i>	head of the Division for reliability of structural elements at the Engineering technical center of Gazprom Transgaz Ukhta LLC. Tel.: +7(8216)77-33-83. E-mail: imaksiutin@sgp.gazprom.ru
<i>Marewski Ulrich</i>	doctor, chief specialist of the Department for Pipeline integrity support at the Open Grid Europe GmbH. Tel.: +49(201)364-213-900. E-mail: ulrich.marewski@open-grid-europe.com
<i>Marshakov Andrey Igorevich</i>	doctor of chemistry, professor, head of a laboratory at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: mar@ipc.rssi.ru
<i>Mayants Yuriy Anatolyevich</i>	candidate of engineering, head of the Corporate scientific & technical center for technologies of construction, operation and repair at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-43-09. E-mail: Y_Mayants@vniigaz.gazprom.ru
<i>Minushkin Roman Aleksandrovich</i>	engineer, post graduate student at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(495)788-56-99. E-mail: raminushkin@mephi.ru
<i>Misharin Dmitriy Andreyevich</i>	leading specialist of the SBERBANK PJSC. Tel.: +7(992)336-34-24. E-mail: Misharin-scc@mail.ru
<i>Mizitov Kirill Vladimirovich</i>	engineer of the 1 st category at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: MizKirVl@gmail.ru
<i>Morozov Nikolay Sergeyeovich</i>	engineer, post graduate student at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(495)788-56-99. E-mail: nsmorozov@mephi.ru
<i>Nenasheva Tatyana Anatolyevna</i>	candidate of chemistry, research associate at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: nenasheva@ipc.rssi.ru
<i>Nikulina Darya Pavlovna</i>	post graduate student of National University of Oil and Gas «Gubkin University». Tel.: +7(499)507-88-88. E-mail: com@gubkin.ru

<i>Perlovich Yuriy Anatolyevich</i>	doctor of physics and mathematics, leading research associate, professor at the National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute). Tel.: +7(495)788-56-99. E-mail: yuperl@mail.ru
<i>Petrinin Maksim Andreyevich</i>	candidate of chemistry, head of a sector at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)330-15-01. E-mail: mmvp@bk.ru
<i>Podolskaya Vera Vladimirovna</i>	deputy head of the Laboratory for predictive modelling of damages at the lineal-extended areal facilities belonging to the Unified Gas Supply system in the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-40-48. E-mail: V_Podolskaya@vniigaz.gazprom.ru
<i>Pogulyayev Stepan Ivanovich</i>	deputy head of the Division for reliability of structural elements at the Engineering technical center of Gazprom Transgaz Ukhta LLC. Tel.: +7(8216)77-33-83. E-mail: spoguliaev@sgp.gazprom.ru
<i>Pushkarev Aleksandr Mikhaylovich</i>	Senior research associate in the Laboratory for electrochemical protection, diagnostics and corrosion monitoring instruments of the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-46-88. E-mail: A_Pushkarev@vniigaz.gazprom.ru
<i>Ryakhovskikh Ilya Viktorovich</i>	candidate of engineering, deputy head of the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-40-48. E-mail: I_Ryakhovskikh@vniigaz.gazprom.ru
<i>Rybkina Alevtina Aleksandrovna</i>	candidate of chemistry, senior research associate at the Russian academy of sciences A.N. Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry (IPCE RAS). Tel.: +7(495)334-98-05. E-mail: aa_rybkina@mail.ru
<i>Sakhon Aleksey Vladimirovich</i>	deputy head of the Gazprom PJSC division no. 308/11/1. Tel.: +7(812)641-34-02. E-mail: A.Sahon@adm.gazprom.ru
<i>Savin Dmitriy Valeryevich</i>	engineer of the 2 nd category of the Service for control of technical state and integrity of the gas transportation system at the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(917)148-09-38. E-mail: D.Savin@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Semenov Aleksandr Mikhaylovich</i>	candidate of engineering, leading research associate in the Materiology laboratory of the Corporate scientific & technical center for development of pipe products and welding techniques at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-42-53. E-mail: AMSemenov@vniigaz.gazprom.ru
<i>Shapiro Vladimir Dmitriyevich</i>	candidate of engineering, senior research associate, leading engineer of the Division for industrial safety analysis at the Gazprom Gaznadzor LLC. Tel.: +7(495)355-98-74. E-mail: shapiro@gaznadzor.gazprom.ru
<i>Shcherbo Ilya Vasilyevich</i>	head of the Technical Engineering Center – Subsidiary of the Gazprom Transgaz Samara LLC. Tel.: +7(846)212-39-55. E-mail: i.scherbo@samaratransgaz.gazprom.ru
<i>Shipilov Aleksandr Valentinovich</i>	deputy head of the Gazprom PJSC administration no. 645/5 – head of the Gazprom PJSC division no. 645/5/3. Tel.: +7(812)455-07-74. E-mail: A.Shipilov@adm.gazprom.ru

<i>Shneck Roni</i>	<p>phD, professor of the Ben-Gurion University of the Negev. Tel.: +972(8)646-16-00. E-mail: roni@bgu.ac.il</p>
<i>Steiner Michael</i>	<p>doctor, head of the Department for Pipeline integrity support at the Open Grid Europe GmbH. Tel.: +49(201)364-213-900. E-mail: michael.steiner@open-grid-europe.com</p>
<i>Unigovskiy Yakov Borisovich</i>	<p>phD, employee of the Ben-Gurion University of the Negev. Tel.: +972(8)646-16-00. E-mail: yakovun@bgu.ac.il</p>
<i>Vlasova Lada Vladimirovna</i>	<p>candidate of engineering, head of the Laboratory for natural-and-man-caused risks in the Center for risk management, improvement of operation stability and industrial safety at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-42-59. E-mail: L_Vlasova@vniigaz.gazprom.ru</p>
<i>Yunusov Ruslan Nailevich</i>	<p>head of the Production division on pipelines operation at the Gazprom Transgaz Nizhniy Novgorod LLC. Tel.: +7(831)464-62-79. E-mail: yunusovrn@vtg.gazprom.ru</p>
<i>Zapevalov Dmitriy Nikalayevich</i>	<p>candidate of engineering, head of the Corporate scientific research center for corrosion monitoring and rust prevention at the Gazprom VNIIGAZ LLC. Tel.: +7(498)657-96-91. E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru</p>
<i>Zaznobin Viktor Aleksandrovich</i>	<p>head of the Service for nondestructive control and diagnostics at the Engineering & technical center – the Subsidiary of the Gazprom Transgaz Nizhniy Novgorod LLC. Tel.: +7(831)464-62-79. E-mail: Zaznobin-VA@vtg.gazprom.ru</p>

В 38

Вести газовой науки: науч.-техн. сб. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2019. – № 3 (40): Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – 172 с. – ISSN 2306-8949.

Сборник в составе 16 статей представляет собой панораму современных взглядов отечественных и зарубежных исследователей на механизмы образования и развития стресс-коррозии трубных сталей в околонейтральных электролитах. Освещаются результаты лабораторного моделирования основных стадий коррозионно-механического разрушения труб в условиях эксплуатации магистральных газопроводов, а также моделирования количественного влияния на развитие процесса стресс-коррозии параметров среды, условий нагружения и свойств труб, а также их критических значений и сочетаний, при которых процесс разрушения трубной стали прекращается. Показаны перспективы компьютерного моделирования процесса коррозионного растрескивания под напряжением и варианты его программной реализации применительно к задачам эксплуатации и ремонта магистральных газопроводов, рассказано об актуальных направлениях развития технологий испытаний, ремонта и диагностирования газопроводов.

Издание предназначено для специалистов научно-исследовательских и производственных организаций нефтяной и газовой промышленности, а также студентов, магистрантов и аспирантов нефтегазовых специальностей вузов (в том числе материалы могут использоваться для разработки программ повышения квалификации).

Vesti Gazovoy Nauki: collected scientific technical papers. Moscow: Gazprom VNIIGAZ, 2019, no. 3 (40): Improving reliability of gas mains subject to stress corrosion cracking, 172 pp. ISSN 2306-9849. (Russ.).

Collected book is a prospect of modern domestic and foreign views on origination and evolution of stress-corrosion cracking in pipe steels within the near-neutral electrolytes. Sixteen included articles highlight laboratory modelling of the main stages of corrosive-mechanical degradation of pipes as parts of active gas mains, as well as modelling of the quantitative effects which environmental parameters, loading conditions, and properties of pipes exert over the process of stress-corrosion cracking, including the critical values and compositions of the mentioned factors which will stop this process. Authors also demonstrate outlooks for computer simulation of stress corrosion cracking and its software realizations in respect to the tasks of pipeline operation and repair.

Revealed information could be interesting for research workers and practitioners employed in scientific and industrial companies of gas and petroleum specialization. It will be also useful for students and postgraduates from correspondent universities (inter alia these materials could be applied for compilation of career progression programs).