

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И СТРОИТЕЛЬСТВО ДОРОГ, МЕТРОПОЛИТЕНОВ, АЭРОДРОМОВ, МОСТОВ И ТРАНСПОРТНЫХ ТОННЕЛЕЙ

УДК 622.692.4

DOI: 10.31675/1607-1859-2021-23-1-140-149

*В.И. ХИЖНЯКОВ, А.В. НЕГОДИН, В.А. ШЕЛКОВ, А.Н. ТОЗ,
Томский государственный архитектурно-строительный университет*

ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННЫХ И СТРЕСС-КОРРОЗИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА КАТОДНОЗАЩИЩАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Проведен анализ процесса деградации прочностных характеристик ферритно-перлитных сталей трубного сортамента под воздействием катодного водорода и рабочего давления в трубопроводе. Показано, что рост стресс-коррозионных трещин вглубь стенки трубы осуществляется по траектории полосы Чернова – Людерса в направлении действия максимальных касательных напряжений, действующих под углом 30–60° по отношению к кольцевым растягивающим напряжениям.

Ключевые слова: ферритно-перлитная сталь; коррозионное растрескивание под напряжением; полоса Чернова – Людерса; катодная перезащита; электролитическое наводороживание.

Для цитирования: Хижняков В.И., Негодин А.В., Шелков В.А., Тоз А.Н. Предотвращение развития коррозионных и стресс-коррозионных дефектов на катоднозащищаемой поверхности магистральных трубопроводов // Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета. 2021. Т. 23. № 1. С. 140–149.

DOI: 10.31675/1607-1859-2021-23-1-140-149

*V.I. KHIZHNYAKOV, A.V. NEGODIN, V.A. SHELKOV, A.N. TOZ,
Tomsk State University of Architecture and Building*

CATHODIC PROTECTION OF MAIN PIPELINES FROM STRESS CORROSION CRACKING

The paper analyzes the degradation process of the strength properties of ferritic-pearlitic pipe steels subjected to the influence of cathode hydrogen and the operating pressure in the pipeline. It is shown that the growth stress corrosion cracking deep into the pipe wall occurs along the Chernov-Lüders band, in the direction of the maximum tangential stresses acting at an angle of 30-60 degrees relative to the tensile stresses.

Keywords: ferritic-pearlitic steel; stress corrosion cracking; Chernov-Lüders band; cathodic overprotection; electrolytic hydrogenation.

For citation: Khizhnyakov V.I., Negodin A.V., Shelkov V.A., Toz A.N. Predotvrashchenie razvitiya korrozionnykh i stress-korrozionnykh defektov na katodno-zashchishchaemoy poverkhnosti magistral'nykh truboprovodov [Cathodic protection of main pipelines from stress corrosion cracking]. Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta – Journal of Construction and Architecture. 2021. V. 23. No. 1. Pp. 140–149. DOI: 10.31675/1607-1859-2021-23-1-140-149

Важнейшая проблема дальнейшего развития технического прогресса в области проектирования, строительства и эксплуатации трубопроводного транспорта нефти и газа состоит в повышении надежности. Надежность магистральных трубопроводов многопланова, определяется многими факторами, основными из которых являются коррозионный износ и стресс-коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) внешней катоднозащищаемой поверхности трубопроводов в процессе их длительной эксплуатации. Действительно, результаты анализа отказов на линейной части магистральных нефтегазопроводов за период с 2009 по 2017 г. характеризуются следующими параметрами (в %): наружная коррозия – 48 (в том числе коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) – 29); брак строительно-монтажных работ – 23 (в том числе брак от сварки – 13); механические повреждения – 9; конструктивные недостатки (брак строительных изделий) – 8; ошибочные действия персонала при эксплуатации – 9; прочие причины – 3. Результаты проведенного анализа свидетельствует о том, что, несмотря на непрерывное совершенствование защитных противокоррозионных мероприятий, отказы трубопроводов из-за коррозии металла трубы и КРН составляют на протяжении последних восьми лет практически постоянную величину – половину причин происходящих отказов. При этом интенсивность отказов по причине коррозии имеет тенденцию к снижению в пределах 5–7 %, а количество стресс-коррозионных трещин не уменьшается, а наоборот, имеет тенденцию к увеличению примерно в тех же пределах. На рис. 1 представлен внешний вид коррозионных язв и трещин КРН на внешней поверхности газопровода.



Рис. 1. Коррозионные и стресс-коррозионные дефекты (в плане), обнаруженные на внешней катоднозащищаемой поверхности магистрального газопровода диаметром 1420 мм [1]

Коррозионные дефекты проявляются в виде коррозионных язв глубиной 3–5 мм на внешней катоднозащищаемой поверхности. Наиболее опасны дефекты КРН, которые локализованы в большинстве случаев у нижней трети образующей трубопроводов большого диаметра (от 4 до 8 ч по условному циферблату) и практически повсеместно ориентированы вдоль трубы, перпендикулярно действию кольцевых растягивающих напряжений $\sigma_{к.ц.}$. Фрактографический анализ (излом) трещины свидетельствует о том, что трещины начинают хрупко развиваться от внешней катоднозащищаемой поверхности практически под прямым углом на глубину до 3–5 мм. Затем наблюдается заметный переход от хрупкого характера излома к пластическому с изменением направления развития трещины. В пластической зоне излома трещина развивается под углом 30 – 60° по отношению к направлению действия $\sigma_{к.ц.}$. Со стороны внутренней поверхности стенки трубы характер излома сохраняется вязким. В вязкой составляющей излома пластические деформации осуществляются путем последовательных сдвигов в плоскости, наклоненной примерно под углом 45° по отношению к $\sigma_{к.ц.}$, практически по линии Чернова – Людерса (рис. 2).

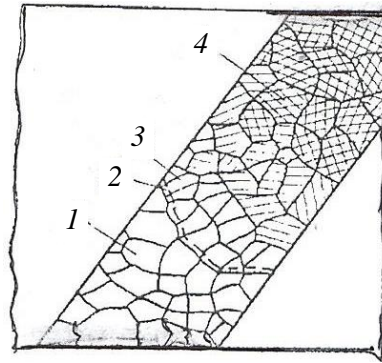


Рис. 2. Схематическое представление образования полосы Чернова – Людерса в стенке напряженно-деформированной трубы:

1 – недеформированная область; 2 – область перед фронтом; 3 – фронт деформированной области; 4 – деформированная область

Полоса Чернова – Людерса возникает вследствие сдвига зерен под действием касательных напряжений, направленных под углом 45° к направлению $\sigma_{к.ц.}$. Полоса состоит из трех зон – активной (АЗ), релаксационной (РЗ) и зоны разблокировки дислокаций (ЗР). В результате сдвигов в стенке трубы возникают остаточные деформации. После стадии текучести трубная сталь вновь приобретает способность увеличивать сопротивление дальнейшей деформации от действия $\sigma_{к.ц.}$ до некоторого предела, при достижении которого возникает следующий скачок (сдвиг). Время между скачками роста трещины вглубь стенки трубы от внешней катоднозащищаемой поверхности зависит от степени катодной перезащиты: отношения плотности тока катодной защиты $j_{к.з.}$ к плотности предельного тока по кислороду $j_{к.з.}/j_{пр}$ (от интенсивности потока протонов) и от величины рабочего давления в трубопроводе $P_{раб.}$. На рис. 3 показан рост стресс-коррозионной трещины вглубь стенки трубы при одновре-

менном воздействии катодного водорода и кольцевых растягивающих напряжений, определяемых $P_{\text{раб}}$.



Рис. 3. Развитие стресс-коррозионной трещины от внешней катоднозащищаемой поверхности вглубь стенки трубы [2]

В работе [2], на основе выявленных закономерностей и особенностей развития стресс-коррозионных трещин на трубах магистральных газопроводов ООО «Севергазпром», показано, что для трещин водородного охрупчивания характерно увеличение твердости стали, трещины хрупкие и узкие с острой вершиной, идут транскристаллитно, имеют боковые отростки вдоль ферритно-перлитных полос. Трещины начинают распространяться вглубь стенки трубы от внешней катоднозащищаемой поверхности, берут начало от коррозионных каверн, когда наружная поверхность подвержена питтинговой коррозии. Трещины имеют направление развития под углом 45° . Действительно, в процессе длительной эксплуатации трубопровода, под воздействием перепадов $P_{\text{раб}}$ и электролитического наводороживания при катодной перезащите, неизбежно изменяются механические свойства трубной стали: повышается твердость стали и, соответственно, предел текучести, растет число микротрещин в структуре стали. В процессе длительной эксплуатации магистральных трубопроводов микротрещины формируются, прежде всего, в цементитных пластинах перлита с последующим ростом преимущественно по межкристаллитному механизму (рис. 4).

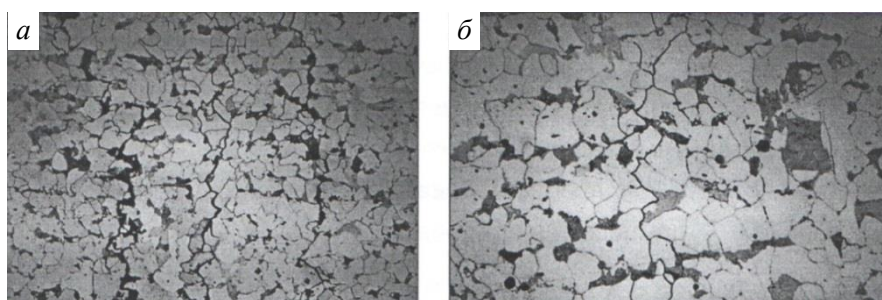


Рис. 4. Зарождение трещин в перлитной составляющей ферритно-перлитной стали трубного сортамента (а) и траектория распространения трещины преимущественно по межкристаллитному механизму (б) [3]

Представленный на рис. 4 травленный шлиф (а) и траектория распространения трещины (б) свидетельствуют о том, что образование микротрещин в структуре ферритно-перлитной трубной стали происходит, прежде всего, в хрупкой цементитной составляющей и процесс распространения трещины происходит преимущественно межкристаллитно, по границам ферритных зерен. Однако в процессе длительной эксплуатации трубопровода (при малоцикловом нагружении) в ферритных зернах трубной стали накапливаются внутризеренные повреждения, провоцирующие последующее распространение трещин также и по телу зерен, о чем свидетельствует картина распространения трещин в структуре ферритно-перлитной трубной стали, представленная на рис. 4. У вершин микротрещин в некотором микрообъеме сталь имеет повышенный уровень напряжений, что создает условия для направленной диффузии к этому объему протонированных атомов катодного водорода при перезащите. При катодной перезащите, когда $j_{к.з.}/j_{пр} \geq 10$, на катоднозащищаемой поверхности трубопровода идет процесс восстановления воды с выделением ад-атомов водорода: $H_2O + e \rightarrow OH^- + H_{адс.}$ Скорость, с которой $H_{адс.}$ рекомбинируют друг с другом, обусловлена составом почвенного электролита. При содержании в почвенном электролите каталитического яда, например H_2S на заболоченных участках трассы, уменьшается скорость образования молекулярного H_2 и возрастает адсорбция атомов водорода на катоднозащищаемой поверхности трубопровода [4]. Высокая концентрация адсорбированных атомов водорода на поверхности трубопровода способствует их хемосорбции – переходу электронов от $H_{адс.}$ в структуру трубной стали: $H_{адс.} - e \rightarrow H^+$ и проникновению протонов в стенку трубы. Атом водорода, попадая в структуру трубной стали, под воздействием ее потенциального поля ионизируется и диффундирует в виде протона, размеры которого в 200 тыс. раз меньше размеров самого атома водорода, что обуславливает их высокую подвижность в структуре трубной стали. Протонированные атомы водорода в стенке трубы, в области с совершенной решеткой, создают поле напряжений за счет искажения совершенной решетки (рис. 5, а).

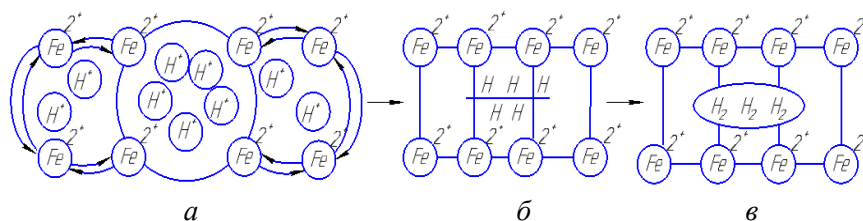


Рис. 5. Схема потери когезионной прочности ферритно-перлитной стали под воздействием электролитического водорода при катодной перезащите, когда $j_{к.з.}/j_{пр} \geq 10$: а – электролитическое насыщение трубной стали протонами; б – диффузия протонов в область максимальных напряжений в вершине микротрещины (образование атмосферы Коттрелла, состоящей из атомов водорода); в – образование трещины, в полости которой растет P_{H_2}

Поля упругих напряжений области искажения решетки и дислокаций взаимодействуют. В результате атомы водорода испытывают силу притяжения

со стороны дислокаций. Накапливаясь в области дислокаций, H^+ способны понизить напряжения в этих областях. Достигая поверхности раздела между решеткой и микротрещиной, протон, захватывая электрон, превращается в атом: $H^+ + e \rightarrow H_{адс}$. Поэтому они притягиваются несовершенствами кристаллической решетки (микротрещинами), образуя атмосферы Коттрелла, даже понижая искажения области растяжения (рис. 5, б). Снижение когезионной прочности трубной стали под воздействием $P_{раб}$ и реакции молизации атомов водорода: $H_{адс} + H_{адс} \rightarrow H_2$, повышающей давление водорода в замкнутом пространстве микротрещины P_{H_2} , приводят к росту трещин КРН (рис. 5, в).

Из представленной на рис. 5 схемы следует, что катодный водород в структуре трубной стали находится либо в ионизированном состоянии в виде протонов, либо в молекулярном, заключенном в микротрещинах. Протонированные атомы внедрения водорода, с одной стороны, закрепляют дислокации, охрупчивая трубную сталь, с другой – «напрягают» кристаллическую решетку, вызывая концентрационные напряжения, что приводит к уменьшению пластической деформации и снижению когезионной прочности, прежде всего, высокопрочных сталей трубного сортамента. Высокопрочные стали ферритно-перлитного класса из-за ограниченной пластичности более склонны к образованию стресс-коррозионных трещин, чем низкопрочные. В ферритно-перлитных сталях трубного сортамента микротрещины первично зарождаются, как правило, на границах зерен феррита с перлитными колониями. Это связано с деформациями стали на стадии изготовления труб при прокатке и в процессе эксплуатации трубопроводов от пульсаций $P_{раб}$, которые приводят к растрескиванию цементитных пластинок перлита. Разрушенные цементитные пластинки становятся коллекторами для стекания сюда диффузионно-подвижного (протонированного) водорода – H^+ . Дислокации, так же как и разрушенные цементитные пластинки, являются коллекторами для стекания водорода. В результате в сочетании с $\sigma_{к.ц}$ в дефектной перлитной колонии создается сложно-напряженное состояние, приводящее к образованию хрупкой микротрещины, пронизывающей всю перлитную полосу и выходящей в соседние ферритные зерна. Перлитная фаза по сравнению с ферритной обладает пониженной когезионной прочностью, и в тех участках перлита, где значение эффективного напряжения $\sigma_{эф}$ приближается к теоретической прочности на отрыв $\sigma_{пр}$: $\sigma_{эф} \rightarrow \sigma_{пр}$, когезионный разрыв становится возможным. Согласно модели Коттрелла, вследствие диффузии протонов H^+ к вершине микротрещины в пластической области образуется охрупченная область, определяемая не образованием гидридов, а концентрацией поглощенных атомов водорода. Охрупчивание полностью определяется кинетикой доставки водорода от источника (катоднозащищаемой поверхности) к вершине растущей трещины. В вершине трещины, при ее продвижении, должна постоянно поддерживаться определенная концентрация атомов водорода, интенсивность поступления которых определяется степенью перезащиты, когда $j_{к.з}/j_{пр} \geq 10$. В противном случае протекает обратный процесс – дегазации стали. Прежде всего, это относится к диффузионно-подвижному (протонированному) водороду, который легко дегазируется, в то время как молекулярный водород, за-

мкнутый в микротрещинах, практически не дегазируется. Поэтому рост трещины представляет собой ступенчатый процесс микроразрушения в перлитной составляющей микроструктуры трубной стали за счет высокоградиентных полей напряжений и деформаций, возникающих у вершины растущей трещины в период наводороживания. В вершине трещины (в области, максимально насыщенной дислокациями) атомы водорода, внедряясь в ОЦК-решетку ферритно-перлитной стали 17ГС, вызывают дополнительные объемные и направленные искажения, за счет чего энергия деформации кристаллов уменьшается. Это приводит к блокированию скольжения дислокаций в решетке – эффекту деформационного старения (ЭДС). При появлении ЭДС уменьшается пластическая деформация стали и снижается способность стали к деформационному упрочнению. С наибольшей вероятностью эффект деформационного старения S может быть описан степенным законом: $S = Ke^n$ [5]. При этом показатель n в степенном уравнении является критерием затухания интенсивности деформационного упрочнения – высокопрочные материалы имеют более низкие значения n , чем низкопрочные пластичные материалы. Под действием нарастающих напряжений около участков, подверженных ЭДС, неизбежно формируются микрополости течений вдоль направлений максимальных касательных напряжений. При этом микропластическое течение реализуется благодаря увеличению общей длины линии дислокаций L_d при выгибании свободных дислокационных отрезков с закрепленными концами, что описывается уравнением [6]:

$$\tau = \frac{Gb}{L_d}, \quad (1)$$

где τ – касательное напряжение, действующее на дислокационный отрезок размером L_d ; G – модуль сдвига; b – модуль вектора Бюргерса. Согласно приведенному уравнению (1), чем больше L_d , тем при меньшем значении касательных напряжений τ возможен прогиб деформаций. При прогибе деформации в петлю радиуса, $L_d/2$, величину пластической деформации со сдвигом можно определить по формуле

$$\varepsilon_{сдв} = \frac{\pi b \sqrt{\rho_d}}{8}, \quad (2)$$

где ρ_d – плотность дислокаций, см^{-2} .

Для трубных сталей ферритно-перлитного класса плотность дислокаций после длительной эксплуатации составляет $\rho_d \approx 10^{-8} \text{ см}^{-2}$ (при средней плотности дислокаций в стали трубы из аварийного запаса 10^{-9} см^{-2}), модуль вектора Бюргерса $b \approx 3\text{\AA} = 3 \cdot 10^{-8} \text{ см}$, тогда величина сдвиговой деформации $\varepsilon_{сдв} \approx 10^{-4}$ [7]. Согласно уравнению (1), чем больше L_d , тем при меньшем значении касательных напряжений τ возможен прогиб дислокаций. При продвижении трещины вглубь стенки трубы нарастающие напряжения действуют в тех микрообъемах, в которых прошла микропластическая деформация в полсе Чернова – Людерса. За счет увеличения дислокационной активности в вершине трещины, обусловленной присутствием диффузионно-подвижного водорода, поверхность полосы скольжения является концентратором напря-

жений существенно более сильным, чем исходный концентратор напряжений. Влияние водорода оказывается наибольшим в вершине трещины, где вход водорода облегчается процессом скольжения, а локальная концентрация водорода усиливается по мере роста отношения $j_{кз}/j_{пр} \geq 10$. Здесь начинают формироваться каналы течений вдоль направлений максимальных касательных напряжений, расположенных примерно под углом 45° к действию кольцевых растягивающих напряжений. В процессе длительной эксплуатации в стенке трубы в небольшом объеме трубной стали, прежде всего вблизи внешней катоднозащищаемой поверхности, поверхностные зерна начинают деформироваться раньше, чем внутренние, что приводит к более интенсивному упрочнению стали в приповерхностных слоях. В упрочненном поверхностном слое под воздействием $\sigma_{кц}$ формируются полосы скольжения (зародыши полосы Чернова – Людерса) с последующим их развитием по направлению максимальных касательных напряжений. Внешняя поверхность катоднозащищаемого трубопровода из-за наличия концентраторов напряжений является источником и стоком дислокаций и вакансий, за счет чего вблизи нее происходит разблокировка исходных дислокаций. Движение разблокированных дислокаций формирует сдвиг в направлении максимальных касательных напряжений, провоцирующий образование трещины. Локальный сдвиг в вершине трещины уменьшает концентрацию напряжений и затупляет вершину трещины. Если этой деформации достаточно, чтобы понизить напряжение в вершине трещины ниже некоторого предела, необходимого для распространения трещины, рост трещины останавливается. Для продолжения роста трещины необходим дальнейший рост напряжения, чтобы скомпенсировать как изменение поверхностной энергии, так и работу, необходимую для образования свободной поверхности. Трещина характеризуется потерей сцепления между ее поверхностями, в результате чего трещина растет под совместным воздействием катодного водорода и $\sigma_{кц}$ в направлении максимальных касательных напряжений практически под углом $\sim 30-60^\circ$ (см. рис. 3). Коррозионные дефекты на внешней катоднозащищаемой поверхности магистральных трубопроводов возникают при недозащите, когда плотность тока катодной защиты не достигает значений плотности предельного тока по кислороду: $j_{кз} \leq j_{пр}$, а стресс-коррозионные дефекты образуются, наоборот, при перезащите, когда плотность тока катодной защиты превышает плотность предельного тока по кислороду в десять и более раз: $j_{кз} \geq 10 j_{пр}$. Результаты проведенных нами исследований [4] свидетельствуют о том, что для повышения эксплуатационной надежности магистральных трубопроводов, сведения к контролируемому минимуму процессобразования коррозионных и стресс-коррозионных дефектов на катоднозащищаемой поверхности катодную защиту следует осуществлять при режимах, когда $3 \leq j_{кз}/j_{пр} \leq 7$. В области этих режимов эксплуатации средств электрохимической защиты остаточная скорость коррозии не превышает 0,008 мм/год (что для магистральных трубопроводов допустимо) при практическом отсутствии электролитического наводороживания стенки трубы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воронин В.Н., Мамаев Н.И., Ахтимиров Н.Д., Бурдинский Э.В. Анализ стресс-коррозионного состояния магистральных газопроводов ООО «Севергазпром» на осно-

- вании результатов внутритрубной дефектоскопии и обследования в шурфах, пути решения проблемы КРН // Особенности проявления КРН на магистральных газопроводах ОАО «Газпром»: материалы отраслевого совещания. Москва, 2002. С. 74.
2. Конакова М.А., Яковлев А.Я., Мамаев Н.И. Закономерности и особенности КРН на трубах МГ ООО «Севергазпром» на базе анализа аварийных отказов с 1981 по 2002 г. // Особенности проявления КРН на магистральных газопроводах ОАО «Газпром». Методы диагностики, способы ремонта дефектов и пути предотвращения КРН: материалы отраслевого совещания ОАО «Газпром», г. Ухта, 11–15 ноября 2002 г. С. 140–158.
 3. Богданов Р.И., Ряховских И.В., Есиев Т.С., Завгороднев А.В., Игнатенко В.Э. Особенности проявления коррозионного растрескивания под напряжением магистральных газопроводов на территории Российской Федерации // Вести газовой науки: научно-технический сборник. 2016. № 3 (27). С. 16.
 4. Хижняков В.И. Коррозионное растрескивание трубопроводов под напряжением при транспорте нефти и газа. Москва: КАРПТЭК, 2013. С. 105.
 5. Фарбер В.М., Селиванова О.В., Хотинов В.А., Полухина О.Н. Деформационное старение в сталях. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2018.
 6. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций: перев. с англ. / под ред. Э.М. Надгорного, Ю.А. Осипьяна. Москва: Атомиздат, 1972. С. 505.
 7. Сыромятникова А.С. Дegradация физико-механического состояния труб магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях криолитозоны // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 2. С. 85–91.
 8. Mazur I.I., Ivantsov O.M. Safety pipeline systems. Moscow: ELIMA, 2004. P. 627.

REFERENCES

1. Voronin V.N., Mamaev N.I., Ahtimirov N.D., Burdinskiy E.V. Analiz stress-korroziionnogo sostoyaniya magistral'nyh gazoprovodov ООО "Severgazprom" na osnovanii rezul'tatov vnutritrubnoj defektoskopii i obsledovaniya v shurfah, puti resheniya problemy KRN [Stress-corrosion analysis of Severgazprom main pipelines based on in-line flaw detection and inspection in pits and corrosion cracking problem solution]. In: Materialy otraslevogo soveshchaniya Osobennosti proyavleniya KRN na magistral'nyh gazoprovodah OAO "Gazprom" (Proc. Industry Day 'Corrosion Cracking of Gasprom Main Pipelines'). Moscow, 2002. 74 p. (rus)
2. Konakova M.A., Yakovlev A.Ya., Mamaev N.I. Zakonomernosti i osobennosti KRN na trubah MG ООО "Severgazprom" na baze analiza avariynih otkazov s 1981 po 2002 g. [Corrosion cracking analysis of Severgazprom pipelines based on failures in 1981–2002]. In: Materialy otraslevogo soveshchaniya Osobennosti proyavleniya KRN na magistral'nyh gazoprovodah OAO "Gazprom". Metody diagnostiki, sposoby remonta defektov i puti predotvrashcheniya KRN (Proc. Industry Day 'Defect Diagnostic and Repair and Corrosion Cracking Prevention') 2002. Pp. 140–158. (rus)
3. Bogdanov R.I., Ryahovskih I.V., Esiev T.S., Zavgorodnev A.V., Ignatenko V.E. Osobennosti proyavleniya korroziionnogo rastreskivaniya pod napryazheniem magistral'nyh gazoprovodov na territorii Rossijskoj Federacii [Stress corrosion cracking of main gas pipelines in the Russian Federation]. Vest' gazovoy nauki. 2016. No. 3 (27). P. 16. (rus)
4. Hizhnyakov V.I. Korroziionnoe rastreskivanie truboprovodov pod napryazheniem pri transporte nef'ti i gaza [Corrosion cracking of pipelines during oil-gas transportation]. Moscow: KARPTEK, 2013. 105 p. (rus)
5. Farber V.M., Selivanova O.V., Hotinov V.A., Poluhina O.N. Deformacionnoe starenie v stalyah [Strain aging in steels]. Ekaterinburg, 2018. (rus)
6. Hirth J.P., Lothe J. Teoriya dislokatsii [Theory of dislocations]. E.M. Nadgorniy, Yu. A. Osip'yan, eds, Moscow: Atomizdat. 1972. 505 p. (transl. from Engl.)
7. Syromyatnikova A.S. Degradatsiya fiziko-mekhanicheskogo sostoyaniya trub magistral'nogo gazoprovoda pri dlitel'noj ekspluatatsii v usloviyah kriolitozony [Degradation of physical-mechanical state main pipelines during long-term operation in cryolithic conditions]. Fizicheskaya mezomekhanika. 2014. V. 17. No. 2. Pp. 85–91. (rus)
8. Mazur I.I., Ivantsov O.M. Safety of pipeline systems. Moscow: Elima, 2004. 62 p.

Сведения об авторах

Хижняков Валентин Игнатьевич, докт. техн. наук, профессор, Томский государственный архитектурно-строительный университет, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, val@tpu.ru

Негодин Александр Викторович, ст. преподаватель, Томский государственный архитектурно-строительный университет, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, Semerka.82@mail.ru

Шелков Валерий Алексеевич, студент, Томский государственный архитектурно-строительный университет, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, fanttom_95@mail.ru

Тоз Антон Николаевич, студент, Томский государственный архитектурно-строительный университет, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, tozantoz@mail.ru

Authors Details

Valentin I. Khizhnyakov, DSc, Professor, Tomsk State University of Architecture and Building, 2, Solyanaya Sq., 634003, Tomsk, Russia, val@tpu.ru

Aleksander V. Negodin, Senior Lecturer, Tomsk State University of Architecture and Building, 2, Solyanaya Sq., 634003, Tomsk, Russia, Semerka.82@mail.ru

Valeriy A. Shelkov, Student, Tomsk State University of Architecture and Building, 2, Solyanaya Sq., 634003, Tomsk, Russia, fanttom_95@mail.ru

Anton N. Toz, Student, Tomsk State University of Architecture and Building, 2, Solyanaya Sq., 634003, Tomsk, Russia, tozantoz@mail.ru