

Стресс-коррозионные разрушения магистральных трубопроводов

А. Я. Красовский^а, И. В. Лохман^б, И. В. Орыняк^а

^а Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

^б ОАО “Укртрансгаз”, Киев, Украина

Проанализированы основные закономерности стресс-коррозионных разрушений магистральных трубопроводов. Изучены структура, механические характеристики при растяжении, ударная вязкость, трещиностойкость, коррозионная усталость и механизмы разрушения стали X70 магистрального газопровода “Уренгой–Помары–Ужгород” в трех состояниях: исходном (архивном) и после эксплуатации в течение 24 и 26 лет. Установлена эксплуатационная деградация стали, проявившаяся в существенном понижении характеристики ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивлению росту трещин зарожждению и распространению трещин коррозионной усталости, даны рекомендации относительно путей предотвращения стресс-коррозионных разрушений магистральных трубопроводов.

Ключевые слова: магистральный трубопровод, сталь, деградация, стресс-коррозия, разрушение, трещина, коррозионная усталость.

Введение. Со времени аварии [1] на магистральном газопроводе (МГ) диаметром 610 мм в штате Луизиана (США), которая привела к гибели 17 человек, прошло более 45 лет. Это была первая авария, возникшая из-за коррозионного растрескивания металла под напряжением (в настоящее время принято название стресс-коррозия (СК) [2]). В литературных источниках [3–12] описано значительное количество подобных разрушений магистральных трубопроводов (МТ) в разных частях света (Аргентина, Австралия, Канада, Иран, Ирак, Италия, Нидерланды, Пакистан, Саудовская Аравия, страны СНГ, особенно в России, и др.).

Преимущественно СК разрушениям подвержены магистральные газопроводы, однако такие разрушения неоднократно происходили и на магистральных нефтепроводах. В качестве примера можно назвать СК разрушение на нефтепроводе после 20 лет работы в республике Коми (Россия, 1994 г.), в результате чего было загрязнено 100 кв. км почвы. При этом затраты на ликвидацию последствий составили свыше 100 млн. долларов США [5, 6].

Для данного типа разрушений характерны следующие основные признаки. Нарушения сплошности появляются на внешней поверхности трубы в виде колонии параллельных мелких трещин, которые расположены по нормали к действующему максимальному растягивающему напряжению (большая часть их ориентирована в осевом направлении). Со временем мелкие трещины объединяются, образуя волнистые линии. В основном к СК разрушениям склонны трубопроводы после 15–20 лет эксплуатации, однако первые такие разрушения зарегистрированы на МТ, которые использовались более 40 лет. Трещины стресс-коррозии не обязательно связаны со сварным швом, однако зачастую они концентрируются в окрестности сварного шва на расстоянии до 250 мм от него. Чаще всего трещины возникают в нижней части трубы

(положение часовой стрелки между 4 и 8 часами), причем как на МТ, которые находятся под электрохимической защитой, так и на тех, которые не защищены ею. В зависимости от коррозионной активности грунтовой среды наблюдаются два типа СК разрушений МТ: классический механизм межкристаллитного разрушения с ветвлением трещины (грунты с повышенным показателем $pH > 8$) и механизм транскристаллитного разрушения без ветвления трещины и с признаками водородного охрупчивания (грунты с нейтральными и кислотными показателями $pH < 8$).

Чтобы процесс СК мог происходить, необходимо одновременное действие трех факторов: 1) наличие растягивающих напряжений достаточного уровня (в последнее время становится понятной важность циклической составляющей этих напряжений, с чем связаны терминологические неточности в определении СК); 2) наличие коррозионно-активной среды (в основном колонии СК трещин наблюдаются в зонах повреждения защитного покрытия трубы); 3) материал, структура которого неустойчива к сопротивлению стресс-коррозии (в частности, трубные стали). В отсутствие любого из этих факторов процесс СК невозможен.

Из вышеизложенного следует, что на действующих МТ процесс СК растянут во времени на десятки лет. За этот период он проходит следующие стадии: зарождение колонии поверхностных микротрещин на микродефектах внешней поверхности трубы; перерастание микротрещин в макротрещины длиной в несколько миллиметров; объединение соседних трещин с образованием трещин волнистого типа длиной в десятки миллиметров; формирование магистральной трещины и ее распространение до критического размера (глубины); мгновенный катастрофический рост магистральной трещины и разрушение трубы.

Циклические нагрузки в МТ возникают по двум причинам: суточные флуктуации внутреннего давления в процессе нормальной эксплуатации, которые имеют порядок $\pm 10\%$ номинального рабочего давления; периодические остановки в работе трубопровода с падением давления до нуля и с последующим его подъемом до номинального. Обычно первые колебания давления происходят при асимметрии цикла $R = P_{\min} / P_{\max} = 0,6...0,8$ и частоте приблизительно 2...5 цикл в сутки, тогда как вторые – при $R = 0$ и частоте 0,7...1,3 цикла в сутки [1] либо еще ниже. Это означает, что более корректным определением процесса, ответственного за докритический рост трещин и СК разрушение трубопроводов, есть коррозионно-усталостное разрушение, являющееся более широким понятием, тогда как коррозионное растрескивание под напряжением – его частный случай при $R = 1$.

Согласно данным работы [9], закономерности распространения трещин в трубных сталях в зависимости от агрессивности грунтовой влаги схематично изображены на рис. 1. Авторами предложена следующая небесспорная терминология явления стресс-коррозии МТ. На рис. 1 скорость роста трещины усталости и коррозионной усталости показана только средним участком кинетической диаграммы роста трещины. Характерными признаками механизма распространения разрушения в этих случаях являются прямолинейная без разветвлений трещина и наличие на поверхности излома так называемых бороздок усталости – отпечатков положения фронта трещины на каждом

цикле нагружения. Колонии трещин в этих случаях не образуются. Для трещин стресс-коррозионной усталости характерны более высокие скорости распространения. По мнению авторов [9], именно механизм стресс-коррозионной усталости оказывается основным при СК разрушениях трубных сталей в pH нейтральной среде. В отличие от усталостного и коррозионно-усталостного разрушений, для данного механизма характерно образование колоний или кластеров трещин, однако типичным для указанных трех типов разрушения является транскристаллитный механизм распространения трещин и их зарождение на концентраторах напряжений.

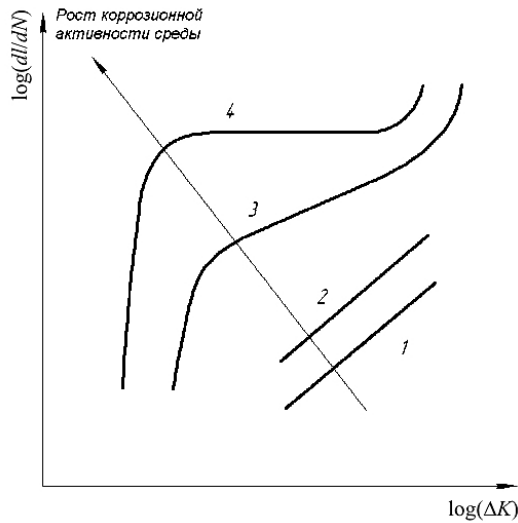


Рис. 1. Зависимость скорости распространения трещины dl/dN за цикл нагружения от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK для усталости (1), коррозионной усталости (2), стресс-коррозионной усталости (3) и коррозионного растрескивания под напряжением (4) по мере роста коррозионной активности среды для трубных сталей [9].

В [9] отмечается, что коррозионное растрескивание под напряжением – результат наличия агрессивной коррозионной среды и растягивающих напряжений достаточного уровня. Однако в действительности кривая 4 на рис. 1 есть одним из вариантов кинетической диаграммы усталостного разрушения при сильном воздействии коррозионной среды и ее логичнее было бы по аналогии с кривой 3 также отнести к стресс-коррозионной усталости. Как видим, терминология в области механизмов СК разрушений МТ окончательно не установилась, однако их основные признаки перечислены выше, что позволяет идентифицировать эти разрушения.

Как было указано выше, принято различать два механизма такого типа разрушений в зависимости от уровня pH среды. При значительных pH (> 8) имеет место механизм локального нарушения в вершине трещины пассивационных пленок под действием местных пластических деформаций, что обеспечивает доступ коррозионной среды, а также водорода к структуре стали и, как следствие, прирост трещины.

При нейтральных и низких значениях pH среды механизм водородного охрупчивания приводит к локальному сколу в вершине трещины из-за досту-

па водорода, который образуется в процессе химических реакций. В первом случае наблюдается межкристаллитный (по границам зерен) механизм разрушения, во втором – транскристаллитный (по телу зерна). При этом возникают колонии параллельных трещин, которые ориентированы по нормали к действующему растягивающему напряжению. Как будет показано ниже, и для этого механизма разрушения решающую роль играет циклическая составляющая напряжений.

В Украине случаи отказов магистральных трубопроводов из-за СК до недавнего времени не были зарегистрированы. Однако при расследовании причин аварии газопровода “Уренгой–Помары–Ужгород” в апреле 2003 г. вблизи Ставищенской компрессорной станции (КС) установлено, что разрушение произошло вследствие СК металла трубы. Газопровод диаметром 1420 мм построен в 1982–1983 гг., введен в эксплуатацию в 1983 г. и рассчитан на проектное давление 7,4 МПа. По данным исследований Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины зародыш разрушения газопровода находился вблизи продольного шва трубы 1420 × 15,7 мм, изготовленной на Харцызском трубном заводе из листовой стали Х70 импортной поставки. Две другие аварии, которые произошли позже на том же газопроводе, почти по всем признакам совпадают с первой.

В табл. 1 приведены основные данные, которые характеризуют эти события, температура и давление газа указаны для выхода из КС. Измеренные на изломе геометрические параметры (длина и глубина) даны для трещин, которые считали очагами разрушения. Трещины возникли путем объединения мелких параллельных зародышевых трещин, как это обычно происходит при СК.

Т а б л и ц а 1

Перечень аварий от СК на магистральном газопроводе “Уренгой–Помары–Ужгород”

Дата аварии	Температура, °С	Давление газа, МПа	Расстояние за КС, м	Длина трещины l , мм	Глубина трещины a , мм	l/a	pH среды
11.04.03	42	7,27	3000	650	8,0	81	7,7...7,8
07.05.07	40	7,45	5435	470	6,8	69	7,7
06.12.07	39	7,45	3062	600	11,8	51	6,9...7,4

Из приведенных данных видно, что аварии произошли после 20–24 лет эксплуатации МГ. По основным признакам они отвечают особенностям СК разрушения, которые перечислены выше.

Целью данной работы является исследование структуры, механических характеристик стали Х70 и их изменений во времени, механизмов СК разрушения в условиях, которые имитируют реальную эксплуатацию МГ, с дальнейшим анализом результатов и разработкой рекомендаций относительно предотвращения эксплуатационных разрушений вследствие СК.

Свойства стали Х70, используемой для газопровода “Уренгой–Помары–Ужгород”. Эксплуатационная деградация металла трубы. В процессе эксплуатации металл трубы претерпевает постоянное воздействие напряже-

ний (до уровня 0,75 предела текучести), температуры и окружающей среды, что приводит как к изменению его механических свойств, так и появлению местных дефектов. Исследования показывают [10, 11], что при таких уровнях напряжений имеют место процессы микропластичности, которые с течением времени, исчисляемого десятками лет, могут приводить к деформационному старению и, как следствие, деградации металла трубы. К сожалению, при исследованиях СК разрушений на МТ этому обстоятельству не всегда уделяют надлежащее внимание [1–9].

Поскольку исследование процесса эксплуатационной деградации стали методически затруднено, это вызывает расхождение во мнениях специалистов: от полного отрицания наличия деградации до преувеличения ее значения [12]. Закономерности деградации механических характеристик материала (предел прочности σ_B , предел текучести σ_T , ударная вязкость KCV , трещиностойкость и т.п.) во времени устанавливают либо на основе эмпирических зависимостей, полученных при периодических диагностических обследованиях неразрушающими методами, либо путем проведения экспериментальных исследований материала труб. Образцы для них изготавливают из вырезанных при ремонте катушек, относящихся к разным интервалам времени эксплуатации трубопровода. В качестве эталона для сравнения обычно выбирают трубу из аварийного запаса, которая не находилась в эксплуатации (“архивное” состояние). Фактически для каждого периода эксплуатации испытывают другую трубу, и если рассеяние свойств между разными трубами выше эффекта деградации, его можно не заметить или переоценить. Вторым важным моментом является выбор места вырезки трубы: значительный эффект деградации стали может отмечаться на участках трубопровода сразу после КС, где существенны величины и напряжения и температуры, однако на участках перед КС, где эти условия отсутствуют, он может не наблюдаться.

Выбор материала для исследований. Для исследований целесообразно выбрать именно материал из газопровода “Уренгой–Помары–Ужгород”, где случались аварии. С этой целью отобраны фрагменты, которые вырезаны из труб 1420 × 15,7 мм в архивном состоянии и после эксплуатации: с места аварии в декабре 2007 г. (~ 3 км за КС, 24 года эксплуатации) и из ремонтной вырезки 2009 г. (35 км за КС, 26 лет эксплуатации).

Виды испытаний. Для описания поведения материала при стресс-коррозии выбраны следующие виды испытаний. Определение стандартных механических характеристик при растяжении, ударной вязкости в интервале климатических температур. Нарращивание исходных трещин усталости согласно требованиям стандартов [13–17]. Испытания на трещиностойкость и по оценке скорости роста СК трещин при статическом нагружении и трещин коррозионной усталости. Металлографические, микрорентгеноспектральные и фрактографические исследования механизмов разрушения.

Ориентация образцов. Основные типы образцов вырезали из трубы таким образом, чтобы при испытаниях процесс разрушения происходил аналогично случаям аварий.

Коррозионная среда. С целью сопоставления результатов испытаний в разных коррозионных средах и идентификации механизмов разрушения выбрано

три среды: сухой лабораторный воздух; 3%-ный раствор NaCl в дистиллированной воде; экстракт грунтовой жидкости с места аварии.

Температуры испытаний. Испытания на ударную вязкость и трещиностойкость выполняли в интервале климатических температур $-40...40^{\circ}\text{C}$. Остальные – при комнатной температуре.

Частота нагружения. Скорость роста трещин коррозионной усталости исследовали при частотах нагружения 1 и 0,016 Гц, скорость роста трещин усталости в сухом лабораторном воздухе – при частоте 10 Гц (базовая диаграмма).

Испытание на коррозионную усталость с частотой до 1 Гц в коррозионной среде проводили на испытательной машине 3201УЕ-20, на трещиностойкость при активном статическом нагружении – на испытательной машине Instron.

Химический состав и структура стали. Исследование химического состава основного металла труб в состоянии поставки (архивная) и после эксплуатации выполняли на спектрометре Spectrovac-1000, mod. DV-4 фирмы Baird, США. Как видно из данных табл. 2, химический состав исследованных вырезок труб идентичен и отвечает требованиям норм ТУ 14-3-995-81 к основному металлу труб.

На рис. 2 показана микроструктура трубной стали X70 в архивном состоянии в трех взаимно перпендикулярных плоскостях (L – направление прокатки, T – направление в плоскости прокатки, нормальное к L , S – направление толщины листа). Микроструктуру стали составляют феррит и мелкодисперсный перлит и принадлежит она к ферритно-перлитному классу. Размер ферритного зерна металла отвечает в основном 9–11 баллам по ГОСТ 5639-82. Иногда наблюдаются более крупные ферритные зерна (балл 8–10). Для стали характерна структурная неоднородность.

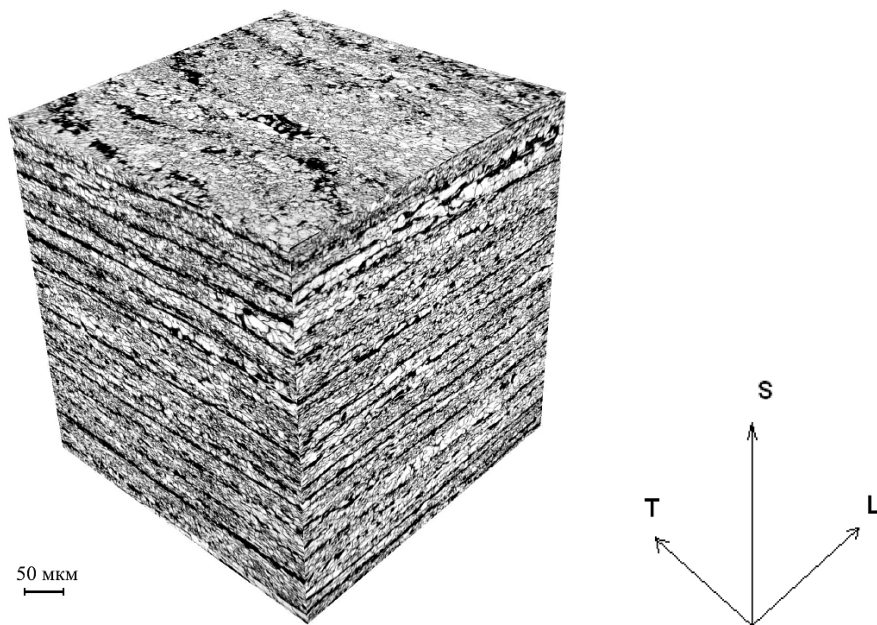


Рис. 2. Микроструктура стали X70 в архивном состоянии.

Т а б л и ц а 2

Химический состав (масс.%) архивного металла и металла после эксплуатации, сталь X70

Место отбора проб	Шифр образца	C	Mn	Si	S	P	Al	Ni	Mo	Ti	V	Nb	Cu
Архивный металл трубы (темплеты № 1 и 2)	1.3	0,101	1,56	0,309	0,001	0,018	0,0428	<0,03	<0,02	0,004	0,06	0,027	0,01
Металл трубы после 24 лет эксплуатации (темплеты № 3 и 4)	3.3	0,112	1,52	0,274	0,003	0,018	0,0223	<0,04	<0,03	0,087	0,02	0,002	0,01
Металл трубы после 26 лет эксплуатации (темплеты № 5 и 6)	5.3	0,082	1,56	0,297	0,001	0,020	0,0396	0,04	<0,03	0,004	<0,06	0,049	0,03
Требования ТУ 14-3-995-81 к основному металлу труб		0,120	1,70	0,500	0,010	0,020	0,050	–	0,30	–	0,08	0,060	–
Не более													

Примечание. В шифре образца первая цифра обозначает № темплета, вторая – тип образца (цифра 3 соответствует образцам для испытаний на ударную вязкость, ориентация вырезки – T-L).

В плоскостях T-S и L-S наблюдаются слоистая текстура прокатки, полосы феррита и перлита, которые чередуются (4-й балл, ряд Б по ГОСТ 5640-68). Общая загрязненность стали неметаллическими включениями во всех исследуемых образцах незначительна (0,5 балла по оксидам согласно ГОСТ 1778-80). Микроструктура металла двух других исследованных труб существенно не отличается от структуры, показанной на рис. 2.

Микротвердость основного металла труб, измеренная на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г, колеблется в пределах 210...263 кг/мм². Об анизотропии исследуемых образцов можно судить по количественным показателям микроструктуры (табл. 3). Подсчет таких параметров, как средний линейный размер зерна, коэффициент его вытягивания и удельная поверхность границ зерен, проводили по ферриту.

Для определения механических свойств основного металла использовали пятикратные цилиндрические образцы диаметром 4 мм. Обращает на себя внимание тот факт, что характеристики прочности образцов, изготовленных из заготовок, вырезанных в тангенциальном направлении, более высокие в сравнении с таковыми образцов, вырезанных в осевом направлении. Сопоставление кривых растяжения металла как для окружной ориентации образцов, так и для продольной свидетельствует о некотором превышении пределов текучести и прочности эксплуатируемого материала в сравнении с архивным. Характеристики прочности всех испытанных образцов выше таковых по ТУ 14-3-995-81 к металлу труб. Относительное удлинение после разрыва также удовлетворяет требованиям этого документа (не менее 20%).

Т а б л и ц а 3

Количественные показатели структуры стали Х70

№ образца	Плоскость исследования*	Объемная доля фазы (перлит/феррит), %	Средний линейный размер зерна феррита, мкм		Коэффициент вытяжки зерна	Удельная поверхность границ зерен, мм ² /мм ³
			перпендикулярно прокатке	параллельно прокатке		
1	<i>T-S</i>	10,9/89,1	4,36	5,29	0,82	410,0
	<i>L-S</i>	11,3/88,7	4,14	5,63	0,74	391,8
	<i>L-T</i>	11,4/88,6	4,97	5,91	0,84	379,2
3	<i>T-S</i>	12,6/87,4	4,39	5,38	0,82	408,5
	<i>L-S</i>	12,8/87,2	4,26	5,17	0,82	429,1
	<i>L-T</i>	12,5/87,5	4,41	5,85	0,75	377,7
4	<i>T-S</i>	10,7/89,3	5,37	8,94	0,60	302,1
	<i>L-S</i>	10,2/89,8	5,79	8,24	0,70	277,0
	<i>L-T</i>	9,9/90,1	6,14	7,70	0,80	294,0
5	<i>T-S</i>	9,8/90,2	4,51	5,42	0,83	402,5
	<i>L-S</i>	9,3/90,7	4,31	5,86	0,74	418,4
	<i>L-T</i>	9,2/90,8	5,15	6,11	0,84	358,8
6	<i>T-S</i>	10,5/89,5	4,33	6,22	0,70	390,3
	<i>L-S</i>	10,8/89,2	4,59	6,07	0,76	372,5
	<i>L-T</i>	10,7/89,3	4,72	5,60	0,84	389,2

* В этой колонке *T-S*, *L-S*, *L-T* обозначают плоскости, которые содержат соответственно направления *T* и *S*, *L* и *S*, *L* и *T*.

Отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ во всех случаях испытаний оказалось ниже величины 0,9, что также удовлетворяет требованиям СНиП 2.05.06-85.

При анализе зависимостей, приведенных на рис. 3, представляют интерес, прежде всего, зависимости ударной вязкости и поперечного сужения образцов типа Шарпи от температуры для основного металла исследованных труб: характер зависимостей монотонный вплоть до температуры -40°C без резкого падения в области низких температур. Это говорит о том, что критическая температура хрупковязкого перехода по Шарпи для стали Х70 находится ниже -40°C . Для обозначения ориентации вырезки образцов с надрезом или трещиной используется общее правило: первая буква обозначает направление нормали к плоскости надреза или трещины, вторая – направление распространения разрушения при испытании образца. Например, ориентация образца Шарпи *L-T* обозначает, что образец вырезан вдоль образующей трубы, и нормаль к плоскости надреза совпадает с направлением прокатки *L* (рис. 2), трещина распространяется в окружном направлении *T*.

Для испытаний образцов на трещиностойкость использовали испытательную машину Instron 1126, обеспечивающую максимальное усилие 250 кН. Необходимой температуры достигали в ванне этилового спирта при нагреве

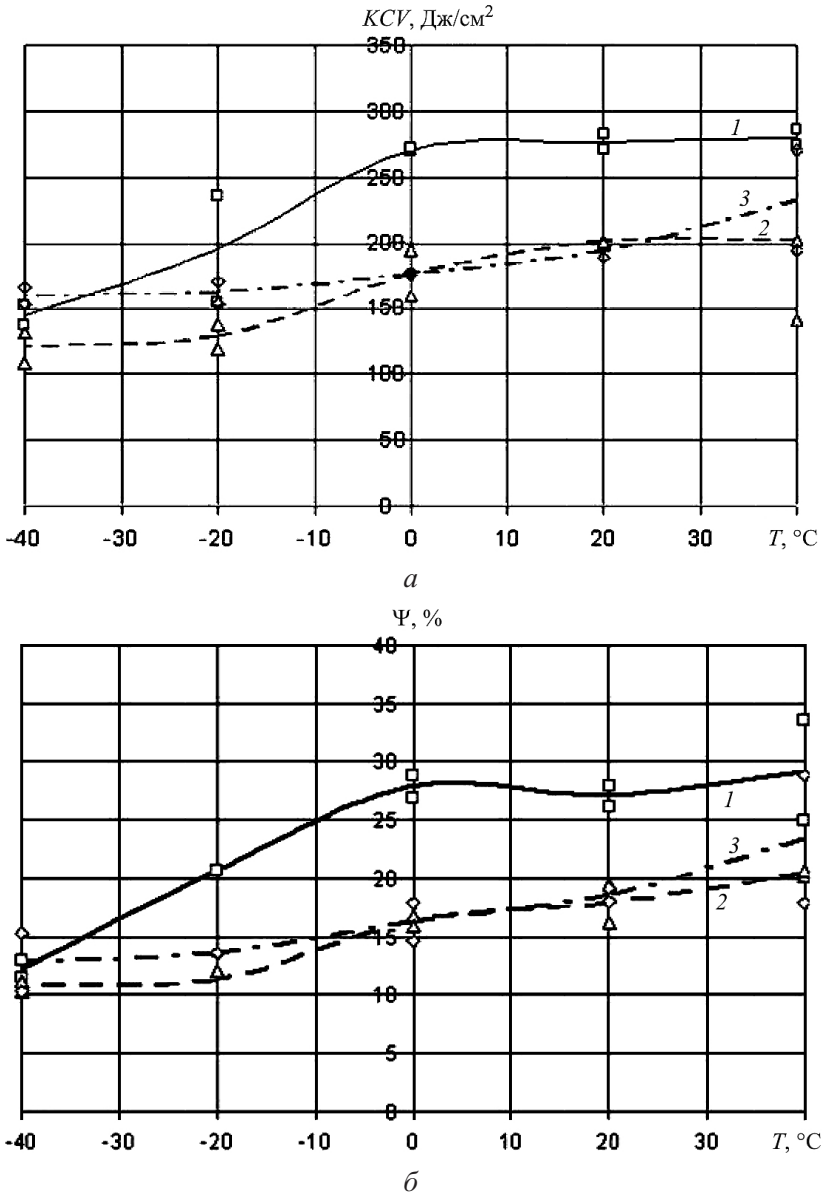


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости KCV (а) и поперечного сужения Ψ при ударном изгибе (б) от температуры для образцов архивной трубы (1, \square), трубы, эксплуатировавшейся 24 (2, \triangle) и 26 лет (3, \diamond). Ориентация образцов $T-L$.

до 40°C нагревательным устройством. Охлаждение образцов до температур 0 , -20 , -40°C осуществляли в смеси спирта с жидким азотом при соблюдении всех требований стандартов [13–17].

По результатам анализа экспериментальных $P-q$ (P – нагрузка, q – перемещение по линии ее действия) диаграмм разрушения стандартных компактных образцов СТ-0,5 рассчитывали значения критического раскрытия вершины трещины δ_c (в изученном интервале температур критические перемещения берегов трещины по линии действия силы соответствовали значе-

ниям q_u или q_m согласно классификации стандарта [13]). Исследуемая трубная сталь X70 импортного производства является вязким материалом, поэтому непосредственно охарактеризовать ее трещиностойкость коэффициентом интенсивности напряжений K_{Ic} невозможно, поскольку для таких материалов при толщине образца 12,7 мм (толщина стенки трубы 15,7 мм) не выполняется условие плоской деформации. Трещиностойкость K_{Jc} оценивали приближенно косвенным методом через значение критического раскрытия трещины δ_c с промежуточными расчетами J -интеграла (J_c) по следующим формулам:

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{EJ_c}{1-\nu^2}}, \quad J_c = m\delta_c\sigma_T,$$

где E – модуль упругости материала; ν – коэффициент Пуассона; σ_T – предел текучести; m – коэффициент пропорциональности. Вместо типичного для трубных сталей $m=2$ [19] консервативно принято $m=1$, учитывая высокую вязкость стали X70. Впрочем, выбор этой величины не влияет на сделанные здесь выводы.

На рис. 4 представлены данные испытаний на трещиностойкость, на рис. 5 – на ударную вязкость (для температур 20, 0, –20 и –40°C зависимости аналогичные – см. рис. 3). Обращает на себя внимание согласованность данных этих независимых измерений. Следует заметить, что образцы стали X70 после эксплуатации 26 лет показали меньшую степень деградации, чем образцы стали, которая находилась в эксплуатации 24 года. Такое расхождение в результатах представляется логичным, учитывая, что металл со сроком службы 24 года, вырезанный на расстоянии около 3 км за КС, за все время эксплуатации претерпевал более высокие давления и температуры, чем металл со сроком службы 26 лет, вырезанный на расстоянии 35 км за КС. Это привело к большей деградации стали в первом случае.

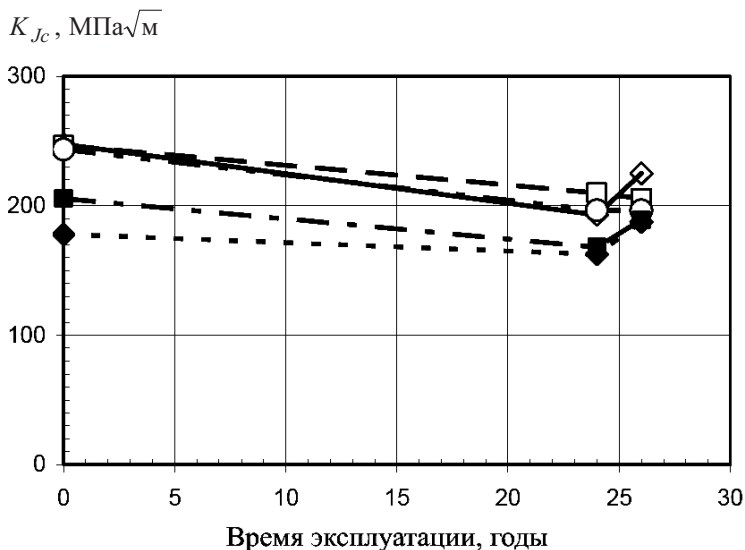


Рис. 4. Зависимость трещиностойкости стали X70 от времени эксплуатации при $T = 40$ (◇); 20 (□); 0 (○); –20 (■) и –40°C (◆) (ориентация образцов T–L).

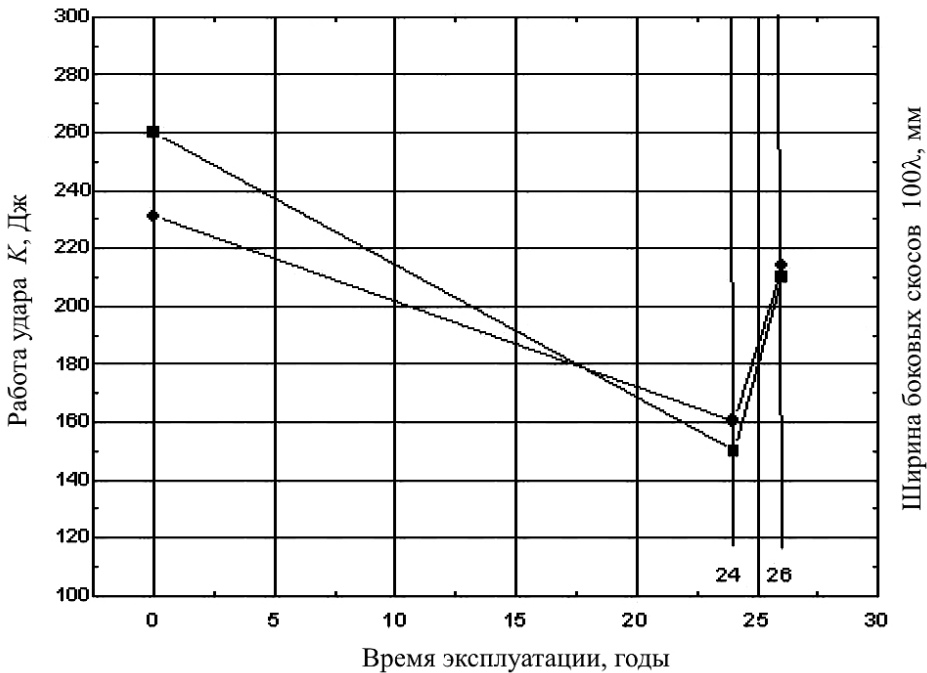


Рис. 5. Влияние времени эксплуатации на работу удара K (♦) при испытании образцов типа Шарпи и на фрактографические признаки их изломов λ (■). Ориентация образцов $T-L$. Температура испытания 40°C . (Измерения выполнены Е. Е. Гопкало.)

Распространение трещин коррозионной усталости. Исследования циклической трещиностойкости материала проводили на компактных образцах СТ-0,5 толщиной 12,7 мм с предварительно выращенными усталостными трещинами. Базовую кинетическую диаграмму усталостного разрушения (КДУР) в сухом лабораторном воздухе при частоте 10 Гц получали на испытательной машине EUS-20, обеспечивавшей нагружение образцов по асимметричному циклу с коэффициентом асимметрии $R = 0,1$. Базовая диаграмма, полученная в отсутствие влияния коррозионной среды, важна в качестве эталона сравнения с КДУР, полученными при испытаниях в коррозионной среде. Как будет показано ниже, эта диаграмма хорошо согласуется с аналогичными диаграммами, полученными исследователями США, Канады и других стран для современных трубных сталей. Кинетические диаграммы усталостного разрушения в коррозионной среде получали на установках для усталостных испытаний УММ-1 жесткого типа с горизонтальной осью нагружения [20] (частота 1 Гц) и ИП-4М с вертикальной осью нагружения (частота 0,016 Гц).

Прирост длины трещины определяли посредством оптического микроскопа с чувствительностью 0,01 мм. После установки образца в захватах на него снизу надвигали камеру, в которую подавали коррозионную среду. Методика предусматривала возможность наложения с помощью потенциостата внешнего потенциала в процессе испытания. К методическим особенностям, по которым испытания в коррозионной среде отличаются от испытаний на воздухе, относятся:

частота циклического нагружения 1 и 0,016 Гц;

уровень размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK , при котором начинали испытания, несколько ниже ожидаемого порога коррозионно-статической трещиностойкости K_{Isc} ;

использовали две коррозионные среды: а) вытяжка грунта в весовой пропорции дистиллированной воды к грунту 4:1; б) 3%-ный раствор NaCl в дистиллированной воде;

испытание проводили при катодной поляризации потенциалом $-1,1$ В относительно сульфатно-медного электрода (имитация катодной защиты). Для наложения катодной поляризации в рабочую камеру с коррозионной средой помещали платиновый электрод и электрод сравнения.

Полученные данные экспериментов приведены на рис. 6–8.

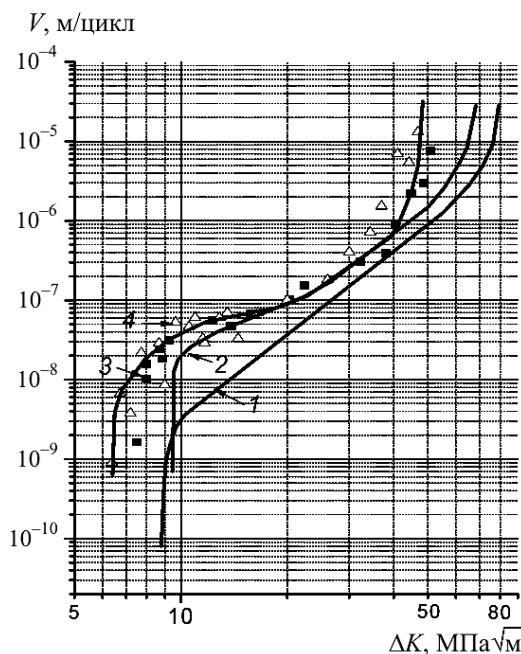


Рис. 6. Кинетические диаграммы усталостного разрушения архивного (1, 2) и отработавшего (3, 4) металла на воздухе (1) и в грунтовой вытяжке (2–4).

Сравнение результатов испытаний архивного и эксплуатируемого материалов показывает, что совместное действие двух факторов, а именно: рабочей среды, которую моделирует грунтовая вытяжка, и продолжительности эксплуатации, существенно снижает циклическую трещиностойкость материала как по скорости роста трещины, так и по пороговым ΔK_{th} и критическим ΔK_{fc} значениям. Это отражает падение сопротивления стали хрупкому разрушению вообще и сопротивления росту трещины усталости в частности. Заметим, что параметры механики разрушения наиболее чувствительны к эксплуатационной деградации свойств конструкционных сталей. Это касается в первую очередь кратковременной статической трещиностойкости K_{Ic} и эффективного порога усталости $\Delta K_{th\,eff}$, определенного с учетом закрытия усталостной трещины, позволяющих более корректно опре-

делять механическую движущую силу в окрестности вершины усталостной трещины. Что касается среднего участка КДУР, то он, как известно, является слабой структурно-чувствительной характеристикой [20]. Следовательно, этот участок должен быть менее чувствительным к изменению состояния металла в результате его продолжительной эксплуатации. Об этом говорят и результаты сравнительных испытаний на циклическую трещиностойкость стали 17ГС магистрального трубопровода после его 30-летней эксплуатации [21].

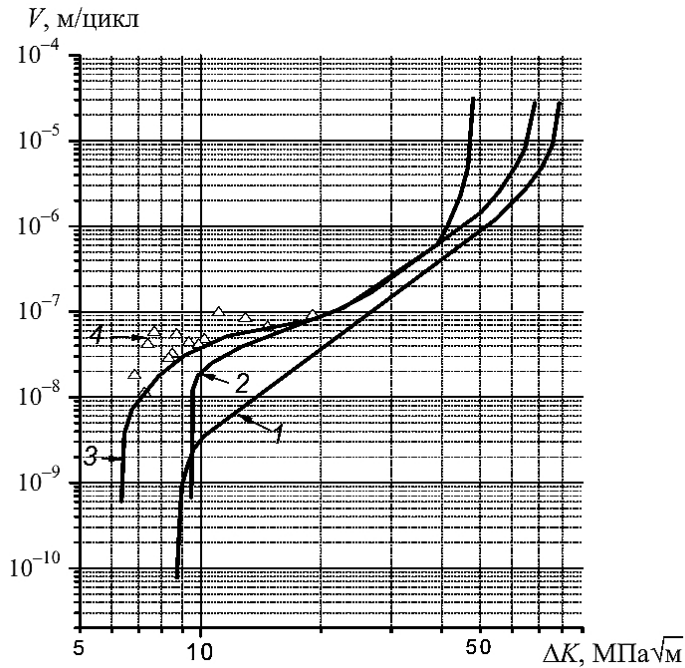


Рис. 7. Кинетические диаграммы усталостного разрушения архивного (1, 2) и эксплуатируемого в течение 24 лет (3, 4) материала на воздухе (1), в грунтовой вытяжке (2, 3) и в 3%-ном растворе NaCl (4). (Для испытаний в коррозионных средах частота составляет 1 Гц, $R = 0,1$, катодная поляризация $-1,1$ В относительно сульфатно-медного электрода.)

Противоположная ситуация возникает с чувствительностью среднего участка КДУР к действию агрессивных коррозионно-наводороживающих сред, если эксперименты проводить при сниженной частоте циклического нагружения. Обусловлено это проявлением статического фактора в процессе коррозионной усталости, т.е. полученные КДУР отражают склонность эксплуатируемого материала к коррозионно-статическому росту трещины (коррозионное растрескивание на стадии роста трещины). Как отмечалось выше (рис. 1), в трубных сталях в зависимости от уровня pH среды наблюдаются два механизма разрушения. При нейтральных и низких pH (как в данном случае) действует транскристаллитный механизм разрушения, в котором проявляется влияние времени, необходимого для диффузии водорода в вершину трещины и вызванного им охрупчивания материала.

Известные данные относительно влияния коррозионных сред на рост трещин усталости получены при испытаниях сталей в исходном состоянии, т.е. не эксплуатируемых. При этом справедливым является общее правило:

чувствительность к воздействию коррозионных сред присуща в первую очередь высокопрочным материалам. С другой стороны, продолжительная эксплуатация сталей магистральных трубопроводов приводит к существенному охрупчиванию металла, что отрицательно влияет на ударную вязкость и трещиностойкость при сравнительно небольшом изменении характеристик прочности.

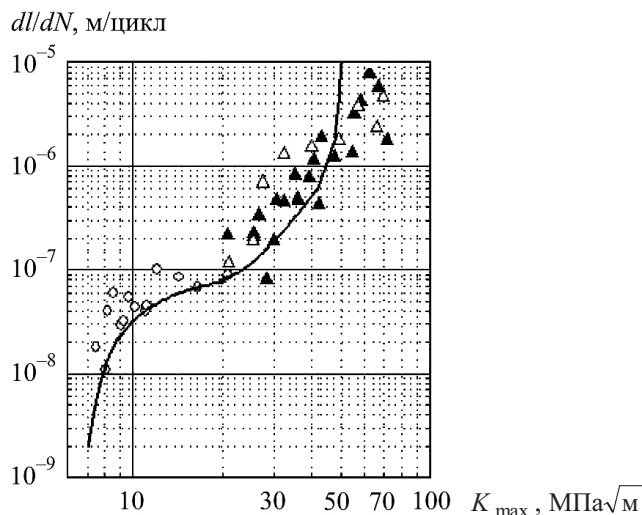


Рис. 8. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения эксплуатируемой в течение 24 лет стали X70 при испытаниях в 3,5%-ном растворе NaCl при включенном (\blacktriangle) и выключенном (\triangle) потенциале $-1,1$ В. \circ – точки 4 на рис. 7. Сплошная линия – верхняя кривая на рис. 6. Коэффициент асимметрии цикла $R = 0$, частота $0,016$ Гц. (Измерения выполнены канд. техн. наук А. П. Гопкало.)

Оказалось, что продолжительная эксплуатация и коррозионно-наводороживающая среда послужили причиной значительного уменьшения циклической вязкости разрушения, что опосредованно отражает также факт снижения статической трещиностойкости материала вообще. Трещина коррозионной усталости проявляет сильную склонность к туннелированию (рис. 9), обусловленному влиянием гидростатического растяжения, в чем также выражается эффект водородного охрупчивания. Поверхность разрушения, показанная на рис. 9, образовалась в результате исходного выращивания трещины усталости на воздухе (нижняя часть фото), роста трещины коррозионной усталости в среде грунтовой вытяжки (средняя часть) и долома (верхняя половина излома). В зоне долома проявляются вторичные трещины расщепления, что типично для сталей контролируемой прокатки и обусловлено анизотропией структуры металла (рис. 2).

Заметим, что катодная поляризация $-1,1$ В не создает условий для наводороживания материала на внешней поверхности трубы для приблизительно нейтрального значения водородного показателя pH , и в этом случае совмещается положительный эффект существенного замедления электрохимической коррозии с отсутствием негативного влияния, связанного с наводороживанием металла. Однако при наличии на внешней поверхности трубы трещины электрохимические условия в ее вершине уже достаточны для наводоро-

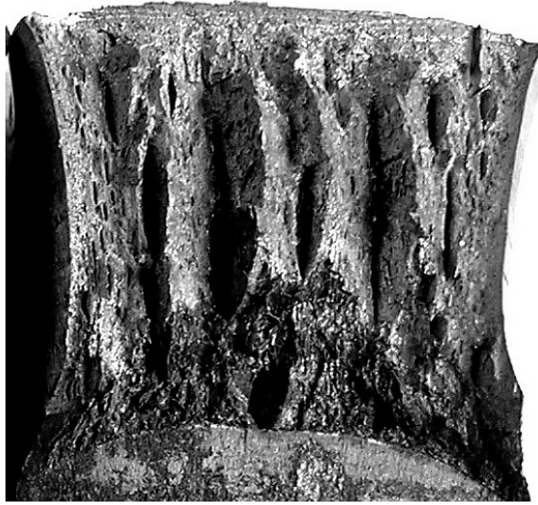


Рис. 9. Поверхность разрушения образца при испытаниях на скорость роста трещин коррозионной усталости.

роживания материала в окрестности вершины и без наложения внешней поляризации. Приложенная катодная поляризация только усиливает возможность наводороживания металла в окрестности вершины трещины [22].

Для не эксплуатируемого металла, с одной стороны, имеет место меньшая вероятность существования трещиноподобных дефектов, с другой – он еще не стал чувствительным к наводороживанию. Иная ситуация имеет место в случае эксплуатируемого металла, который из-за снижения сопротивления хрупкому разрушению становится чувствительным к коррозионному и водородному растрескиванию, а также к коррозионной усталости. Полученные результаты согласуются с выводом работы [23] относительно проблематичности применения электрохимической защиты магистральных трубопроводов в связи с низким сопротивлением состаренного металла водородной хрупкости. Эти особенности необходимо учитывать на практике путем строгого соблюдения сравнительно безопасных режимов электрохимической защиты, не допуская реполяризации.

Большинство, если не все, подземные магистральные трубопроводы, которые находятся в эксплуатации пять или больше лет, имеют многочисленные коррозионные и структурные дефекты, в частности трещины [1]. В процессе эксплуатации трубопровода трещины могут распространяться от начального до значительного размера, вызывая истечение перекачиваемой среды, или, в зависимости от обстоятельств, спонтанные разрушения. Следовательно, долговечность трубопровода, который ослаблен трещинами или колониями трещин на его поверхности, определяется временем, в течение которого размер зародышевой трещины увеличивается от начального до критического, т.е. его *остаточный ресурс определяется скоростью распространения трещины*. При этом существенная роль принадлежит циклической составляющей действующих напряжений. В наших экспериментах по коррозионной усталости не наблюдалось никакого распространения трещины при отсутствии циклической составляющей напряжений независимо от уровня статической нагрузки.

Аналогичные прямые наблюдения описаны в работах [24, 25], где трещина прекращала распространяться сразу после того, как при неизменном уровне максимального K_{\max} амплитудное значение ΔK становилось равным нулю.

Авторам работы [24] удалось найти такую комбинацию основных параметров испытаний на коррозионную усталость, с помощью которой все полученные экспериментальные данные располагались на одной зависимости. Этим параметром оказалась комбинация, которая объединяет механические факторы нагружения с факторами коррозионной среды:

$$\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha,$$

где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$; K_{\max} и K_{\min} – его максимальное и минимальное значения в цикле нагружения; f – частота нагружения; α – эмпирический показатель степени, его значение 0,1 привело к хорошему согласованию между собой всех экспериментальных данных [24]. Даже совмещение по этому параметру экспериментальных данных, полученных для двух коррозионных сред, на одном графике показало небольшое их рассеяние.

В объединенном параметре $\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha$ отображена роль каждого фактора, который влияет на процесс коррозионной усталости и СК. Так, размах КИН ΔK вместе с K_{\max} контролирует чисто усталостный механизм разрушения, тогда как член $1/f^\alpha$ отвечает за коррозионные процессы в окрестности вершины трещины. Показатель α отображает агрессивность коррозионной среды, в то время как частота контролирует время пребывания трещины под нагрузкой и отображает интенсивность взаимодействия во времени параметров нагружения с параметром коррозионной среды α .

Авторами работы [25] выявлены пороговые значения параметра $\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha$, которые разделяют условия нераспространения и распространения трещины. Исследование роста трещины в обеих средах при значениях параметра ниже пороговых показывает, что вершина трещины находится в заглушенном и неподвижном состоянии, а граница между ним и состоянием распространения трещины (порог) контролируется чисто усталостным параметром $(\Delta K^2 K_{\max})_{th}$ инертной среды, тогда как порог при действии коррозионной среды – величиной $(\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha)_{th}$. Как следствие, можно прийти к заключению, что для инертной среды показатель $\alpha = 0$.

Как свидетельствуют исследования коррозионной усталости четырех трубных сталей [25] в коррозионной среде, параметр $\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha$ является эффективным для упорядочения экспериментальных данных, однако, чтобы свести их для всех сталей на одну кривую, нужно каждому материалу в соответствие поставить свое значение показателя α , что отображает их “стресс-коррозионную чувствительность”.

На рис. 10 приведены базовые кинетические диаграммы и диаграммы роста коррозионных и стресс-коррозионных трещин в трубных сталях, построенные как по нашим экспериментальным данным (сталь X70), так и по взятым из литературных источников [19, 25].

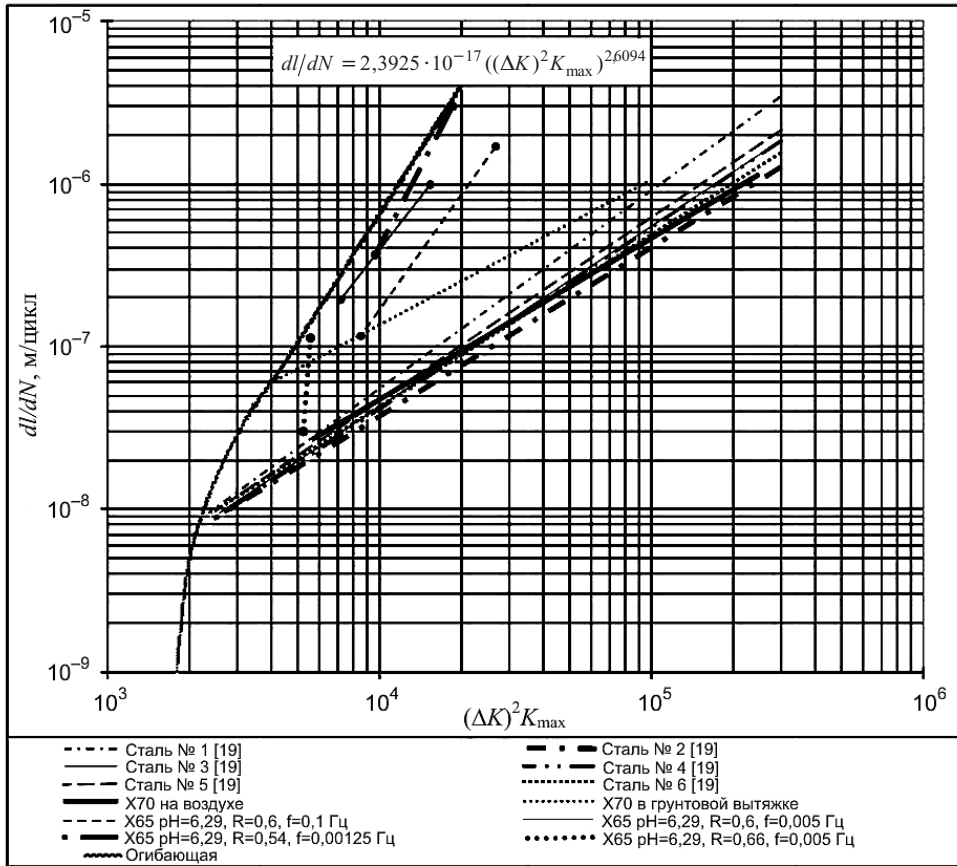


Рис. 10. Кинетические диаграммы роста стресс-коррозионных трещин в трубных сталях.

Очевидно, что показатель степени α при частотной характеристике нагрузки не всегда лучше всего описывается числом, равным 0,1. Более того, полученный в работе [24] показатель степени, равный 0,1, по сути, является свидетельством сравнительно незначительного влияния периода нагружения. При использованных в этой работе частотах 0,1 и 0,00125 Гц изменение периода в $0,1:0,00125 = 80$ раз приводит к расчетному изменению скорости трещины всего в $(80)^{0,1} = 1,55$ раза. Последняя величина является слишком малой, и ее можно объяснить разбросом экспериментальных данных. Поэтому вопрос влияния времени требует уточнения.

По-видимому, можно считать, что при достаточно большом периоде нагружения, например $\tau = 200$ с, время уже не влияет на скорость роста, по сути, усталостной трещины. Это позволяет ввести понятие “верхней ограничительной кривой” (ее уравнение приведено на рис. 10) для всех экспериментальных точек и рассматривать ее как определенный консервативный закон скорости роста усталостной трещины в агрессивной среде. Этот закон можно использовать в аналитических оценках остаточного времени развития определенных с помощью диагностических обследований стресс-коррозионных трещин при малых и средних pH.

Экспериментальные данные на рис. 10 охватывают только средние участки кинетических диаграмм роста трещин коррозионной усталости в трубных сталях. С их помощью можно по критерию роста трещин прогнозировать остаточный ресурс трубопровода, содержащего СК трещины, а точнее – трещины коррозионной усталости.

Для анализа полного ресурса трубопровода (от момента его пуска в эксплуатацию до разрушения от коррозионной усталости) необходимо также знать время, требуемое для зарождения трещины. Судя по описанным выше колониям трещин СК разрушений, внешняя поверхность трубы изобилует субмикроскопическими дефектами, на которых эти трещины зарождаются. Такое зарождение можно интерпретировать как рост трещины от субмикроскопического до микроскопического размера. Учитывая отмеченную выше определяющую роль циклической составляющей напряжений в развитии процесса разрушения, можно предположить, что размах порогового КИН ΔK_{th} или $(\Delta K^2 K_{\max} / f^\alpha)_{th}$ контролирует этот процесс.

В свете таких представлений становится понятным наблюдаемое “омоложение” процесса СК разрушений МТ: если на старых трубопроводах требовалось 40 лет для его появления, то на новых трубопроводах он наступает после 20 и менее лет эксплуатации. Причина этого заключается в применении все более прочных трубных сталей. С повышением предела текучести таких сталей растут рабочие напряжения, что приводит к увеличению размаха КИН на субмикроскопических дефектах, а следовательно, и к снижению времени зарождения микроскопических трещин. Однако, кроме этого, не менее существенную роль играет и другой фактор. Согласно ряду исследований [26] характеристика порогового КИН ΔK_{th} мало- и среднеуглеродистых сталей резко снижается с повышением предела текучести стали, что также стимулирует ускоренный рост зародышевых трещин. Более того, с ростом прочности трубных сталей применяются трубы все большего радиуса r при одновременном увеличении его отношения к толщине стенки r/t , что приводит к возрастанию дополнительных растягивающих напряжений от локальных изгибающих моментов, обусловленных дефектами формы трубы (овализация и смещение кромок в сварном шве). Можно ожидать, что с применением все более прочных трубных сталей типа X80, X100 и выше проблема СК разрушений станет еще острее, выводя на первый план вопрос надежной защиты внешней поверхности трубы от воздействия грунтовой влаги.

Выводы

1. Сравнение полученных данных при испытаниях на растяжение, ударную вязкость, трещиностойкость и фрактографических исследований показывает, что в процессе эксплуатации исследуемый основной металл газопровода (сталь X70) на участке, где произошла авария, претерпел существенную деградацию. Это привело к повышению пределов текучести и прочности (6...8%), снижению утяжки образцов Шарпи (50%), ударной вязкости (37%), критического раскрытия трещины (52%), трещиностойкости K_{Jc} (почти на 30%) и проявилось в ряде фрактографических признаков.

2. Коррозионная среда грунтовой вытяжки из места третьей аварии на МГ “Уренгой–Помары–Ужгород” при катодной поляризации – 1,1 В отно-

сительно сульфатно-медного электрода ускоряет рост коррозионно-усталостной трещины в архивном материале в диапазоне ΔK от порогового уровня до $30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, однако не снижает самого порога усталости ΔK_{th} .

3. Коррозионная среда грунтовой вытяжки из места третьей аварии на МГ “Уренгой–Помары–Ужгород” при катодной поляризации – 1,1 В относительно сульфатно-медного электрода интенсивнее ускоряет рост коррозионно-усталостной трещины в эксплуатируемом 24 года металле в сравнении с архивным материалом, но при этом значительно понижает порог усталости ΔK_{th} .

4. Не выявлено существенного различия в агрессивности грунтовой вытяжки из места третьей аварии на МГ “Уренгой–Помары–Ужгород” и 3%-ного раствора NaCl, что касается влияния этих коррозионных сред на коррозионно-усталостный рост трещины в эксплуатируемой 24 года стали при условии действия катодной поляризации – 1,1 В относительно сульфатно-медного электрода.

5. Проведенный анализ скорости роста коррозионно-усталостной трещины на различных западных трубопроводных сталях и наши исследования роста трещины показывают, что универсальным параметром, контролирующим скорость трещины, может быть комбинация $\Delta K^2 K_{max}$. Это подтверждает график на рис. 10, где наши результаты и данные литературных источников, полученные в испытаниях без коррозионных сред, почти полностью совпадают. Такое соответствие позволяет использовать при анализе роста трещин литературные данные, полученные в США, Канаде. С помощью параметра $\Delta K^2 K_{max}$ можно автоматически учитывать асимметрию цикла нагрузки. Вместе с тем недостатком параметра $\Delta K^2 K_{max} / f^\alpha$ есть неопределенность при использовании его в предельных случаях при очень малой и очень высокой частотах нагружения. Поэтому при высокой частоте следует использовать базовую кривую роста трещины, при низкой – ограничительную огибающую кривую, уравнение которой приведено на рис. 10.

6. Наблюдаемое “омоложение” процесса СК разрушений МГ по мере повышения прочности используемых трубных сталей объясняется не только соответствующим повышением уровня рабочих напряжений, но (в не меньшей степени) и фактом резкого снижения порогового размаха КИН ΔK_{th} с ростом предела текучести стали.

Резюме

Проаналізовано основні закономірності стрес-корозійних руйнувань магістральних трубопроводів. Вивчено структуру, механічні характеристики при розтязі, ударну в'язкість, тріщиностійкість, корозійну втому та механізми руйнування сталі Х70 магістрального газопроводу “Уренгой–Помари–Ужгород” у трьох станах: вихідному (архівному) та після експлуатації протягом 24 і 26 років. Установлено експлуатаційну деградацію сталі, що призвело до істотного зниження характеристик ударної в'язкості, тріщиностійкості, опору росту тріщин корозійної втоми. Виконано аналіз опору трубних сталей зародженню і поширенню тріщин корозійної втоми та зроблено рекомендації відносно шляхів запобігання стрес-корозійних руйнувань магістральних трубопроводів.

1. *Shipilov S. A. and May I. L.* Structural integrity of aging buried pipelines having cathodic protection // *Eng. Failure Analysis*. – 2006. – **13**. – P. 1159 – 1176.
2. *ВРД 39-1.10-032-2001*. Инструкция по классификации стресс-коррозионных дефектов по степени их опасности. – М.: Газпром, 2001.
3. *Vrable J.* Stress corrosion cracking of buried pipelines // *Mater. Protect. Perform.* – 1972. – **11** (10). – P. 23 – 27.
4. *Polyakov V. N. and Kharionovsky V. V.* Statistics of transmission pipelines fractures // *Structural Failure, Product Liability, and Technical Insurance* (Ed. H. P. Rossmanith). – London: E&FN Spon, 1996. – P. 353 – 361.
5. *Kharionovsky V. V. and Tcherniv P.* Stress and strain state of a gas pipeline in conditions of stress-corrosion // *Proc. of the Int. Pipeline Conf.* – New York: ASME, 1996. – Vol. 1. – P. 479 – 483.
6. *Steklov O. I.* On the stress corrosion cracking of pipeline steels // *Protect Metals*. – 1999. – **35**. – P. 305 – 309.
7. *Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines* // Report of the Inquiry, National Energy Board, MH-2-95, Calgary, November 1996.
8. *Kentish P. J.* Stress corrosion cracking phenomenon in pipeline steels // *British Corros. J.* – 1985. – **20**. – P. 139 – 145.
9. *Maier C. J., Beavers J. A., Shie T. M., and Vieth P. H.* Interpretation of external cracking on underground pipelines // *Proc. IPS 2006: 6th Int. Pipeline Conf.* (Sept. 25–29, 2006). – Calgary (Alberta, Canada). – 2006.
10. *Браун Н.* Наблюдения микропластичности // *Микропластичность*. – М.: Металлургия, 1972. – С. 37 – 61.
11. *Макмагон К. Д.* Микропластичность железа // *Микропластичность*. – М.: Металлургия, 1972. – С. 101 – 117.
12. *Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов* / Под ред. Б. В. Будзуляка, А. Д. Седых. – Н. Новгород: Университетская книга, 2006. – 220 с.
13. *DNV-OS 101*. Стандарт на оффшорные конструкции. Системы подводных трубопроводов. – Октябрь 2007, Det Norske Veritas.
14. *BS 7448*. British Standard on Fracture Mechanics Toughness Tests: Pt. 1. Method for Determination of K_{Ic} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials. – 1991. – 35 p.
15. *BS 7448*. British Standard on Fracture Mechanics Toughness Tests: Pt. 2. Method for Determination of K_{Ic} , Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials. – 1997. – 28 p.
16. *ASTM E 1820-01*. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. – ASTM, 2001. – 46 p.
17. *ГОСТ 25.506-85*. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Госстандарт СССР, 1985. – 62 с.
18. *Красовский А. Я., Красику В. Н.* Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. – Киев: Наук. думка, 1990. – 176 с.

19. *Bussiba A., Darcis P., McColskey J. D., et. al.* Fatigue crack growth rates in six pipeline steels // Proc. of IPC 2006. – Vol. 2: Integrity Management. – P. 475 – 484.
20. *Nykyforchyn H., Lunarska E., Tsyurulnyk O., et. al.* Environmentally assisted “in-bulk” steel degradation of long term service gas trunkline // Eng. Failure Analysis. – 2010. – 17. – P. 624 – 632.
21. *Kotrechko S. O., Krasowsky A. Ya., Meshkov Yu. Ya., Torop V. M.* Effect of long-term service on the tensile properties and capability of pipeline steel 17GS to resist cleavage fracture // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2004. – 81. – P. 337 – 344.
22. *Цирульник О. Т., Никифорчин Г. М., Петрина Д. Ю. и др.* Водородная деградация длительно эксплуатируемых сталей магистральных газопроводов // Физ.-хим. механика материалов. – 2007. – № 5. – С. 97 – 104.
23. *Никифорчин Г. М., Цирульник О. Т.* Особливості експлуатаційної деградації конструкційних сталей “в об’ємі” за дії агресивних середовищ // Пробл. прочности. – 2009. – № 6. – С. 79 – 94.
24. *Chen W. and Sutherby R. L.* Crack growth behavior of pipeline steel in near-neutral pH soil environments // Metall. Mater. Trans. A. – 2007. – 38, No. 6. – P. 1260 – 1268.
25. *Marvasti M. H.* Crack Growth Behavior of Pipeline Steels in near Neutral pH Soil Environment // Thesis Master of Sciences: University of Alberta, Edmonton, 2010. – 122 p.
26. *Крижанівський Є. І., Никифорчин Г. М.* Корозійно-воднева деградація нафтових і газових трубопроводів та її запобігання. Науково-технічний посібник в трьох томах. Т. 1: Основи оцінювання деградації трубопроводів / Під ред. В. В. Панасюка. – Івано-Франківськ; Львів: ІФНТУНГ, 2011. – 457 с.

Поступила 09. 03. 2011