

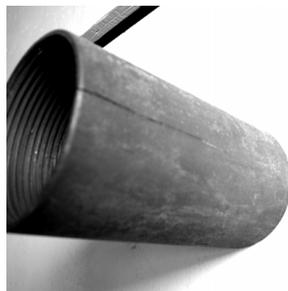
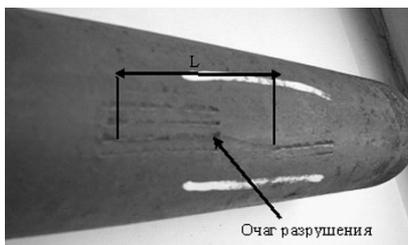
## АНАЛИЗ ПРИЧИН ОТКАЗОВ ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ

**В статье рассмотрены случаи разрушения оборудования скважин, арматуры, трубопроводов и деталей трубопроводов. Представлены основные причины отказов оборудования и трубопроводов сероводородсодержащих нефтегазоконденсатных месторождений.**

**Ключевые слова:** оборудование, разрушение, трубопровод, причина, арматура, напряжение

В процессе эксплуатации оборудования и трубопроводов наблюдаются повреждения различного характера, которые сопровождались утечками газа и наносили материальный и экологический ущерб. Изучение опыта эксплуатации оборудования и трубопроводов является актуальным, т.к. проблемы надежности металлических конструкций связаны не только с сероводородной коррозией, но и с качеством их проектирования, строительства и эксплуатации, это важно и с позиции оценки влияния указанных факторов на промышленную безопасность оборудования и трубопроводов [1-3].

**Разрушение насосно-компрессорных труб (НКТ)**, контактирующих с сероводородсодержащей нефтью при давлении до 20 МПа. На внешней поверхности НКТ наблюдаются риски от используемого при монтаже ключа, глубина рисок составляет 0,2 – 0,7 мм, (рисунок 1а). Также в месте захвата ключа находится вмятина глубиной 2 мм и длиной 41 мм вдоль образующей трубы. Длина трещины вдоль образующей трубы составляет 79 мм с максимальным раскрытием в области очага до 0,1 мм. **Причиной** повреждения НКТ при работе под действием повторно-статических нагрузжений и воздействия сероводородсодержащей среды являются риски – очаги разрушения, от которых, как от концентраторов напряжений, образовались микротрещины, объединившиеся в магистральную трещину длиной  $L$ , соединяющую риски.



а) б)  
 Рисунок 1. Трещины в НКТ (а) и в муфте НКТ (б)

**Разрушение муфты НКТ** (рисунок 1б): трещина возникла в области торца муфты и распространилась вдоль образующей цилиндрической части муфты к ее середине, что свидетельствует о превышении величины кольцевых напряжений в металле муфты относительно допустимых напряжений. Учитывая характер разрушения муфты и наличие визуально заметных дефектных участков резьбовой части НКТ (рисунок 1б), установлено, что **причиной** разрушения муфты является несоответствие резьбовой части НКТ и муфты требованиям нормативных документов.

**Разрушение крестовины**, изготовленной из стали Уранус 50 (06Х20Н8МЗД2Г2), произошло после 24-х лет эксплуатации при воздействии газовой смеси с содержанием до 6% сероводорода (рисунок 2). При исследовании крестовины на поверхности отверстий вдоль их образующих обнаружены две диаметрально противоположные трещины с максимальным раскрытием до 1 мм в зонах пересечения поверхностей двух взаимно-перпендикулярных отверстий крестовины (рисунок 2б). Эти зоны явились очагами, от которых межкристаллитные трещины распространились к наружным поверхностям крестовины. Микроструктура литого металла крестовины грубо дендритная, аустенитно-ферритная с наличием вторичного аустенита (рисунок 2 в,г). Хрупких структурных составляющих и повышенного содержания карбидов в металле крестовины не обнаружено. Согласно результатам спектрального анализа и механических испытаний, химический состав и механические свойства металла крестовины, включая твердость, соответствуют нормативным требованиям. Однако, по сопротивлению металла хрупкому разрушению наблюдается значительная анизотропия металла данной крестовины. Удар-

карбидов в металле крестовины не обнаружено. Согласно результатам спектрального анализа и механических испытаний, химический состав и механические свойства металла крестовины, включая твердость, соответствуют нормативным требованиям. Однако, по сопротивлению металла хрупкому разрушению наблюдается значительная анизотропия металла данной крестовины. Удар-

ную вязкость металла образцов, вырезанных из крестовины в двух взаимно-перпендикулярных направлениях, определяли согласно ГОСТ 9454 при температуре  $-46^{\circ}\text{C}$ . Ударная вязкость металла образцов, вырезанных вдоль направления главных осей дендритов и имеющих надрез поперек этого направления, примерно, в 2 раза ниже, чем образцов, вырезанных поперек направления главных осей дендритов. Согласно результатам исследований причиной разрушения крестовины является дендритная структура металла и конструктивный концентратор (зона пересечения поверхностей двух взаимно-перпендикулярных отверстий), которые в сочетании с технологическими остаточными и эксплуатационными напряжениями, при воздействии влажной сероводородсодержащей рабочей среды привели, к межкристаллитному сероводородному растрескиванию металла крестовины.

#### Разрушение крышки задвижки шиберной.

Установлено, что металл крышки задвижки – сталь типа 35ХМЛ, что не соответствует указанному в паспорте материалу – сталь 30ХМА. Твердость металла крышки задвижки составляет 216-244НВ, что не соответствует требованиям стандарта NACE MR 0175, в котором максимальное значение твердости принято 229НВ для стальных изделий, эксплуатирующихся в условиях воздействия сероводородсодержащих сред. Повышенная твердость отдельных зон металла крышки задвижки свидетельствует об отклонении от оптимального термического режима изготовления крышки и о наличии в металле изделия остаточных технологических напряжений. При визуальном осмотре на наружной поверхности крышки задвижки наблюдается сквозной дефект в виде трещины, протяженностью до 54 мм с величиной раскрытия 0,04ч0,08 мм. На внутренней цилиндрической поверхности крышки наблюдаются области, состоящие из расположенных вплотную друг к другу канавок глубиной до 0,65мм с острым дном, направленные

как вдоль оси цилиндрической части, так и по ее окружности. Такие же канавки наблюдаются на механически не обработанных поверхностях переходного конуса. Поверхности переходного конуса и прилегающих к нему галтелей крышки испещрены сплошными бороздками с острым дном, достигающими по глубине до 1,3ч1,45мм (рисунок 3а). В области очага разрушения (рисунок 3б) наблюдается хрупкий излом – след трещины, развивающейся от внутренней поверхности крышки задвижки к внешней. Устья трещин расположены в месте перехода внутренней цилиндрической поверхности во внутреннюю коническую поверхность на дне острых кольцевых бороздок, не удаленных механической обработкой в месте предполагаемой переходной галтели. На соответственных других местах крышки, где механически обработанная галтель имеется, трещины не обнаружены. **Причиной** разрушения крышки задвижки шиберной являются расположенные на внутренней поверхности крышки металлургические дефекты, которые под действием сероводородсодержащей среды, эксплуатационных и остаточных технологических напряжений развились в сквозную кольцевую трещину.

**Разрушение гайки прижимной Ш80мм** винта мультифазного насоса произошло после 870 часов эксплуатации в условиях: входное давление -3,0МПа, выходное – 5,5 МПа, рабочая среда – нефть с содержанием сероводорода до 11% мол. Согласно результатам спектрального анализа металл гайки соответствует стали типа 12Х15Н4Д4МБ. Твердость стали гайки 38,2...41,2 НРС. При исследовании разрушенной гайки установлено следующее. Гайка разрушилась по двум плоскостям (рисунок 4). В одной из плоскостей разрушение практически хрупкое, без видимых следов пластической деформации, и совпадает с осевыми сечениями резьбовых отверстий крепежа гайки и ее стопорного винта (рисунок 4б). В противополож-

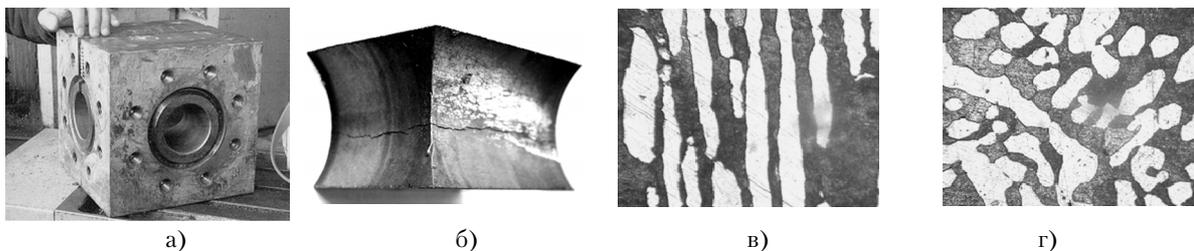


Рисунок 2. Разрушение крестовины (а, б) и микроструктура образцов металла, вырезанных из бездефектных участков крестовины: в- сечение вдоль главной оси дендритов; г-сечение, перпендикулярное главной оси дендритов

ной плоскости разрушение квазихрупкое. **Причиной** разрушения является несовершенство конструкции гайки прижимной – концентрация напряжений в области пересечения резьбовых отверстий крепления гайки и ее стопорного винта, и воздействие сероводородсодержащей среды на нестойкий в этих условиях металл гайки.

**Разрушение** рабочих лопаток ТВД агрегата ГТК-10И произошло в виде повреждений пера 30-50%, на уцелевших частях торцов лопаток со стороны выходной кромки наблюдаются риски в тангенциальном направлении. На пере лопаток имеются многочисленные вмятины, забоины глубиной до 1,5мм и сквозное отверстие Ш5мм. Медиана хрупкого излома ориентирована под 45° к оси пера (рисунок 5а). Лопатки изготовлены из жаропрочного коррозионного сплава ЗМИ-ЗУ (ХН64ВМКЮТ). Рабочие температуры современных жаропрочных сплавов составляют примерно  $(0,45-0,8)T_{п}$  ( $T_{п}$  - температура плавления). Требуемые сроки службы жаропрочных сплавов изменяются от 1 до 2 часов (ракеты), до сотен (авиационные газовые турбины) и многих тысяч часов (стационарные газовые и паровые турбины). На поверхность лопаток нанесено жаростойкое покрытие. Защитные покрытия повышают жаростойкость лопаток, уменьшают микрохимическую неоднородность основного сплава и залечивают межзеренную пористость. При этом предел выносливости повышается на 30%, а сопротивление термической усталости рабочих лопаток возрастает в 4 раза. При визуальном контроле и анализе макрошлифов лопаток видны макротрещины, идущие от разрушенных кромок пера лопаток. В случаях слияния двух макротрещин происходил отрыв фрагмента металла пера лопатки, чем объясняется «зубчатый» характер разрушения пера лопаток (рисунок 5а). Магистральные трещины развиваются межкристаллитно, к ним примыкают вторичные межкристаллитные трещины (рисунок 5б). Межкристаллитный характер разрушения особенно выражен в вершине развивающихся трещин (рисунок 5б).

Отсутствие общей деформации материала рабочих лопаток, растрески-

вание, идущее по границам зерен, и разрыв, вследствие слияния трещин, все эти признаки характерны для высокотемпературной коррозии никелевого сплава в условиях высоких рабочих температур. Температура газовой смеси с продуктами сгорания составляет на выходе из камеры сгорания агрегата ГТК-10И около 943 °С. Разрушение исследуемых рабочих лопаток произошло после наработки 3019 часов, что в 9,6 раза меньше гарантийного срока службы 29000 часов, это объясняется пониженной жаростойкостью защитного покрытия, не обеспечившего, в отличие от известных покрытий, предотвращения высокотемпературной коррозии металла лопаток. Таким образом, очень малое время наработки лопаток на отказ и характер разрушения пера лопаток свидетельствует о том, что основной **причиной** разрушения лопаток ТВД является нарушение целостности недостаточно качественного жаростойкого покрытия с последующей высокотемпературной коррозией основного металла пера лопаток.

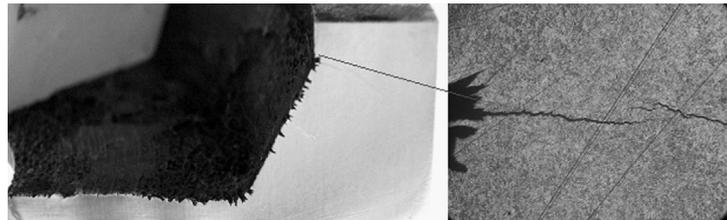


Рисунок 3. Трещины в металле крышки задвижки



Рисунок 4. Разрушение гайки прижимной

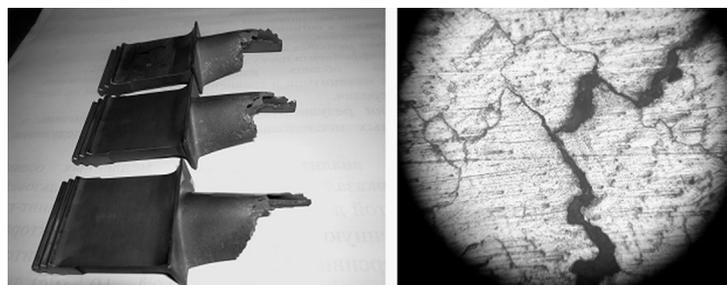


Рисунок 5. Разрушение перьев лопаток: общий вид (а); межкристаллитные трещины в верхней части кромки пера лопатки, x 150 (б)

**Разрушения** отводов трубопроводов с образованием сквозных трещин или несквозных трещин, развивающихся со стороны внутреннего радиуса загиба (рисунок 6 а). Результаты механических испытаний на растяжение (рисунок 6б) и на ударный изгиб, свидетельствуют о не соответствии механических характеристик металла отвода паспортным данным. Полученный испытаниями на растяжение условный предел текучести металла отвода 528МПа превышает указанный в паспорте предел прочности 520МПа. При этом на диаграммах испытаний на растяжение (рисунок 6б) образцов металла отвода 114Ч12 мм отсутствует характерная для стали 20 после термообработки при 640°С и времени выдержки 1 час, площадка текучести. В то же время относительное удлинение образ-

цов металла отвода 18,8% – в 1,5 раза меньше указанной в паспорте величины 28%. Среднее значение ударной вязкости КСУ<sup>-20°</sup> металла отводов 10,6 Дж/см<sup>2</sup> – в 2,8 раза меньше требуемой, а минимальное значение ударной вязкости металла отвода 9,3 Дж/см<sup>2</sup> в 2,7 раз меньше минимально допустимого значения (25 Дж/см<sup>2</sup>), что, наряду с хрупким характером разрушения металла отводов (рисунок 6а), свидетельствует о недопустимо низкой пластичности металла отвода. Хрупкое разрушение отводов из стали 20 (рисунок 6а) объясняется тем, что в процессе прохождения трубной заготовки через фильеру, при изготовлении отвода, в металле заготовки возникают значительные технологические напряжения от пластического изгиба (рисунок 6в). При пластическом течении металла на вогнутой стороне отвода до половины сечения возникают практически одинаковые по величине напряжения сжатия, а на выпуклой стороне – напряжения растяжения. После выхода готового отвода из фильеры внешние нагрузки снимаются и отвод незначительно «распрямляется», в результате чего происходит наложение напряжений упругого изгиба на технологические напряжения, приводящее к равновесию суммарных напряжений. При этом в сечении отвода возникают технологические остаточные напряжения, эпюра которых изображена на рисунке 6в, то есть на вогнутой стороне – напряжения растяжения, а на выпуклой стороне – напряжения сжатия. При формировании отводов, имеющих необходимую технологическую температуру (~ 600° С), предел текучести стали 20 близок к нулю, и остаточные напряжения после выхода отвода из фильеры незначительны. Величина технологических остаточных напряжений пропорциональна снижению температуры прохождения трубной заготовки через фильеру и при температуре ~ 10...30°С достигает предела текучести стали, при этом существенно снижаются пластические свойства, и повышается твердость (более 170 НВ) стали 20 и хрупкий характер излома разрушенных отводов (рисунок 6) свидетельствуют также о нарушении режима термообработки после прохождения отводов через фильеру. После монтажа отвода и сварки его стыков с трубами в кольцевых швах возникают остаточные сварочные напряжения, которые уменьшаются при термообработке швов, однако остаются на уровне 1/3 от предела текучести стали. Сварочные и монтажные напряжения

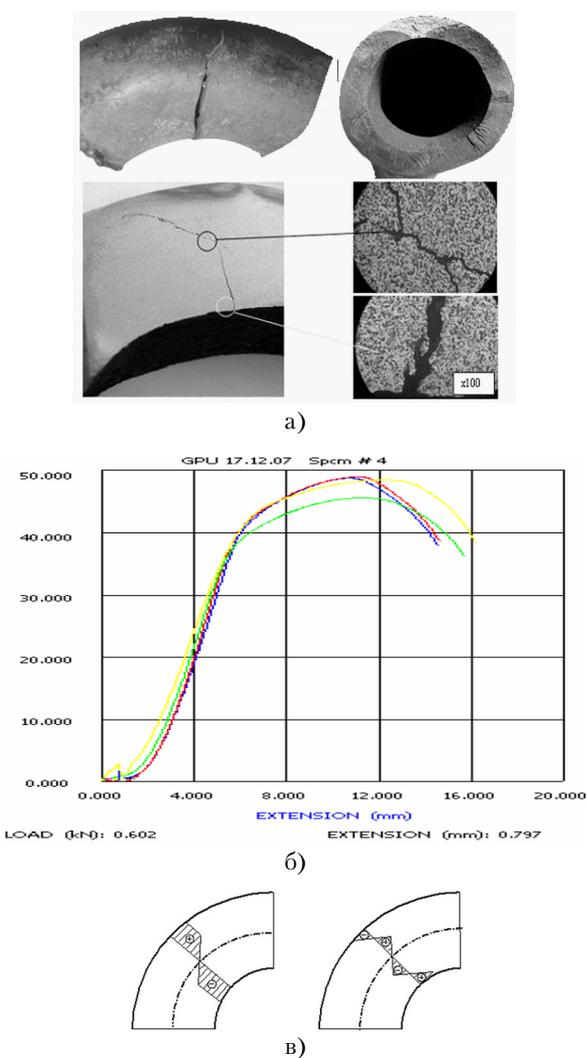


Рисунок 6. Хрупкое разрушение отвода (а), диаграммы испытаний на растяжение образцов металла отвода (б), напряжения в отводе (в)

суммируются с рабочими напряжениями, температурными напряжениями (вызванными колебаниями температуры) и со значительными технологическими остаточными напряжениями в отводе, достигающими предела текучести стали, и приводят к хрупкому разрушению отвода. Таким образом, основной **причиной** разрушения отводов из стали 20 является нарушение технологии их изготовления, приводящее к потере пластичности (увеличению твердости более 170НВ) металла отводов и к возникновению в металле отвода технологических остаточных напряжений, достигающих предела текучести стали. При этом даже незначительные рабочие напряжения и дополнительные сварочные, монтажные и температурные напряжения при воздействии сероводородсодержащей рабочей среды приводят к хрупкому разрушению отводов.

**Разрушение запорной арматуры (ЗА)** трубопроводов. Основное количество отказов ЗА связано с потерей герметичности из-за износа уплотнений, которые под действием сероводородсодержащей среды охрупчиваются, теряют эластичность и выкрошиваются. При потере герметичности крана сероводородсодержащая среда, воздействуя на крепеж (болты, шпильки, винты) крышек и боковых фланцев запорной арматуры, вызывает его сероводородное растрескивание (рисунок 7 а). Винты и шпильки, в основном, изготовлены из стали А320L7М, обладающей низкой стойкостью против сероводородного растрескивания, поэтому, по условиям работы крепеж не должен контактировать с сероводородсодержащим газом. Разрушение крепежа происходит по резьбовой или по гладкой части. Микротрещины располагаются преимущественно перпендикулярно оси детали и развиваются, как правило, по границам зерен.

**Разрушение корпуса задвижки** из стали Уранус 50 (08Х20Н12МЗБТЛ) ферритно-аустенитного класса. В корпусе задвижки возникли сквозные трещины вдоль образующей, параллельной оси штока (рисунок 7б). Разрушение корпусов задвижек имело хрупкий межкристаллитный характер. Разрушение корпусов задвижек происходило вследствие развития усадочных трещин, образовавшихся в процессе кристаллизации отливки в форме. Развитию трещины способствовало охрупчивание металла (относительное удлинение –  $d = 8,6\%$ , ударная вязкость –  $KCV 24 \text{ Дж/см}^2$  при минимально допустимых по техническим условиям –  $20\%$

и  $68 \text{ Дж/см}^2$  соответственно), вызванное нарушением технологии литья и термической обработки отливок, что привело к сигматизации сплава и повышению его склонности к хрупкому разрушению и СР. Исследования микроструктуры выявили скопление хрупких составляющих (s-фазы и d-эвтектоида) по границам зерен, образовавшихся вследствие нарушения технологии термообработки задвижек, а также превышения процентного содержания ферритной составляющей структуры.

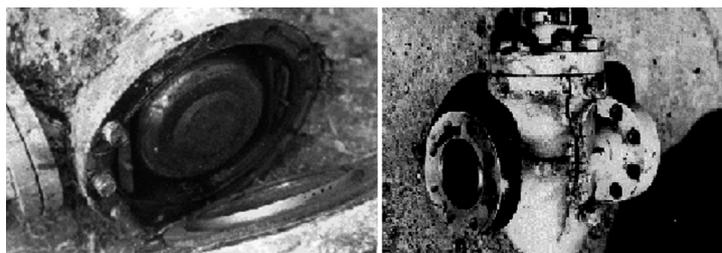
**Разрушение задвижки** вследствие отрыва «пятки» шпинделя (рисунок 8а) произошло после 20 лет эксплуатации. Шпиндель изготовлен из никелевого сплава Н70МФВ, твердость металла шпинделя составляет 305-310НВ. Результаты испытаний показали, что механические характеристики металла шпинделя, включая и ударную вязкость, находятся на высоком уровне:  $y_B = 1047 \text{ МПа}$ ,  $y_T = 793 \text{ МПа}$ ,  $d = 22,7\%$ ,  $KCV^{-40} = 62,8 \text{ Дж/см}^2$ . Разрушение произошло в области галтели- перехода от шпинделя к пятке (зацепу) – по зоне сосредоточения максимальных растягивающих напряжений, где и располагается очаг сероводородного растрескивания. От него магистральная трещина развивалась в плоскости, лежащей под углом  $35 \pm 40^\circ$  к оси шпинделя, на глубину до  $j$  от сечения, далее трещина перешла в плоскость, расположенную под углом  $110-120^\circ$  к первоначальной плоскости развития трещин. Очаг разрушения возник там, где шиббер опирался на «пятку» шпинделя, причем нагрузка распределялась не по всей длине окружности, а только на дуге  $150^\circ$  и неравномерно. На пятке, в месте приложения нагрузки, видны следы смятия поверхности, а с противоположной стороны на поверхности остались нестертыми следы от механической обработки, оставшиеся при изготовлении шпинделя. Внецентренное приложение нагрузки на пятку шпинделя привело к возникновению совместного действия растяжения и изгиба, что обусловило значительную концентрацию напряжений и сероводородное растрескивание металла в области галтели-перехода от шпинделя к пятке. При достижении трещиной  $3/5$ -х сечения шпинделя произошел его долом. На оставшейся площади менее  $1/3$  сечения шпинделя с противоположной стороны от очага разрушения, интенсивно зарождались и межкристаллитно развивались водородные трещины (рисунок 8б). Слияние этих межкристаллитных трещин с магистральной привело к обрыву пятки шпинделя задвижки.

Отказы трубопроводов обусловлены в большинстве случаев отсутствием эффективного ингибирования в условиях воздействия сероводородсодержащих сред на дефектные участки трубопровода.

**Разрушение** заводского продольного сварного шва трубопровода Ж 720Ч22 мм представлено на рисунке 9 а. Очаг разрушения длиной 110 мм находился в месте выпучины кромок листа в виде полуволны синусоида. Разрушение произошло по зоне перегрева (0,5 мм от зоны сплавления) продольного шва, расположенного в верхней части трубы. Участок излома в районе очага имеет кристаллическую структуру, к нему сходятся два направленных один к другому шевронных узора. По результатам металлографических исследований, водородные блистеры зарождались на границах «матрица - неметаллические включения» и располагались по всему сечению стенки трубы. При этом максимальное сосредоточение их наблюдается практически в середине стенки, что объясняется повышенной концентрацией неметаллических включений в центральной зоне листа, вследствие специфики изготовления проката. В дальнейшем, по мере накопления водорода, блистеры соединяются между собой или с поперечными трещинами, пронизывая все сечение металла. Значительное давление водорода в лидирующем расслоении привело к возникновению разрушающих напряжений в наружных слоях металла стенки и развитию поперечных трещин с последующей разгерметизацией участка трубопровода.

**Разрушение** в виде водородных расслоений (ВР) металла труб трубопроводов, транспортирующих сероводородсодержащие среды, происходят на участках трубопроводов, содержащих дефекты типа неметаллических включений и металлургических расслоений (рисунки 9б, в).

**Разрушение** в виде сероводородного растрескивания (СР) сварных



а) СР шпильки крана Ду 100 мм б) СР корпуса задвижки  
Рисунок 7. Разрушения запорной арматуры

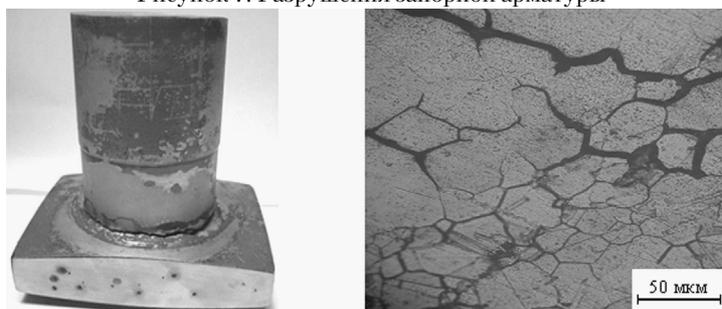
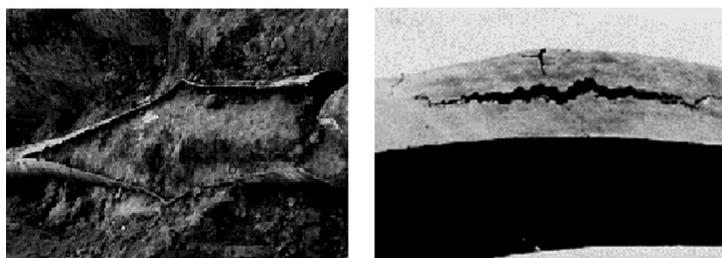
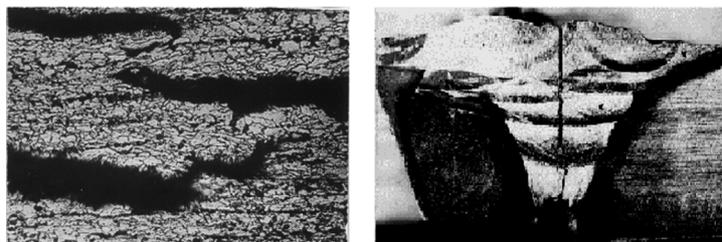


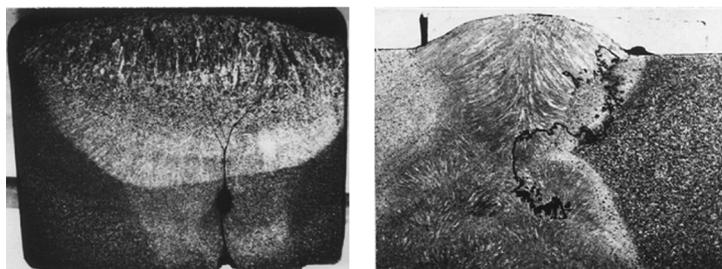
Рисунок 8. Разрушение шпинделя задвижки



а) СР трубопровода Ш 720мм б) ВР металла трубопровода Ш 720мм



в) ВР металла трубопровода Ш 720мм, x200 г) СР сварного шва трубопровода Ш 720мм



д) СР сварного шва трубопровода Ш 168мм е) СР сварного шва трубопровода Ш 720мм

Рисунок 9. Отказы трубопроводов, транспортирующих сероводородсодержащие среды

стыков трубопроводов обусловлено дефектами сварных соединений (рисунки 9г, д, е).

Анализ представленных типичных случаев повреждений изделий при воздействии сероводородсодержащих сред позволил сделать следующий вывод:

1. Основными факторами, снижающими сопротивление металла изделий сероводородному растрескиванию, являются: концентраторы напряжений; дефекты структуры и повышенная твердость металла; эксплуатационные и остаточные напряжения.

2. Конструктивные и технологические концентраторы напряжений, риски, волосовины, раскаты загрязнения способствуют возникновению и развитию сероводородного растрескивания металла оборудования и трубопроводов. «Твердые» структурные составляющие, неметаллические включения (сульфиды, окисульфиды и т.п.) и металлургические расслоения являются очагами зарождения водородного растрескивания. Инициаторами кор-

розионного разрушения сварных соединений оборудования и трубопроводов также являются недопустимые техническими условиями дефекты, особенно дефекты корня шва. Дефекты основного металла и сварных соединений способствуют возникновению некогерентных границ и образованию коррозионно-нестойких пленок, создают концентрацию микро- и макронапряжений, повышают термодинамическую неустойчивость дефектного участка, интенсифицируют его электрохимическое растворение и наводороживание.

3. Межкристаллитный характер зарождения и развития трещин свидетельствует о том, что контролирующими являются процессы сорбции металлом изделий ионов водорода и молекулы водорода в микронесплошностях (каналах вакансий), находящихся на границах зерен. Ионы водорода возникают в процессе электрохимической реакции взаимодействия влажной сероводородсодержащей среды с металлической поверхностью.

17.08.2010 г.

#### Список литературы:

1. Кушнаренко, В.М. Разрушение элементов конструкций, контактирующих с коррозионными средами: материалы 4-й МНК «Прочность и разрушение материалов и конструкций» / В.М. Кушнаренко, С.В. Пастухов, Ю.А. Чирков, Кушнаренко Е.В. - М.: РАЕ, 2005. - С. 82 - 84.
2. Чирков, Ю.А. Повреждения трубопроводов ОНГКМ и определение интенсивности их отказов / Ю.А. Чирков, Е.В. Кушнаренко, А.А. Бауэр, Д.Н. Щепинов // Территория нефтегаз. - 2008. - №12. - С. 46-49.
3. Кушнаренко, В.М. Причины разрушения лопаток ТВД агрегата ГТК-10И: материалы 7-ой МНТК «Диагностика оборудования и трубопроводов, подверженных воздействию сероводородсодержащих сред» / Н.И. Сорокин, Д.В. Кириллов, В.М. Кушнаренко, В.С. Репях. - Оренбург: ООО Агентство «Пресса», 2008. - С. 258-266.

#### Сведения об авторах:

- Кушнаренко В.М., зав. кафедрой «ДМ и ПМ» Оренбургского государственного университета, доктор технических наук, профессор  
460018, пр-т Победы, 13, ауд. 4307, тел. 372561, e-mail: vmkushnarenko@mail.ru
- Репях В.С., ст. преподаватель кафедры «ДМ и ПМ», Оренбургского государственного университета, кандидат технических наук  
460018, пр-т Победы, 13, ауд. 4305, тел. 89225433369, e-mail: podval2004@mail.ru
- Кушнаренко Е.В., инженер АНО «Технопарк ОГУ» Оренбургского государственного университета, кандидат технических наук, 460018, пр-т Победы, 13, ауд. 4307, тел. 89225390246
- Чирков Е.Ю., инженер АНО «Технопарк ОГУ», Оренбургского государственного университета  
460018, пр. Победы, 13, ауд. 4309а, 89123512053, e-mail: chirkov\_jenya@mail.ru

Kushnarenko V.M., Repyakh V.S., Chirkov E.Yu.

#### THE ANALYSIS OF FAILURE CAUSES OF EQUIPMENT AND CONDUITS

The authors examined the cases of the destruction of the equipment of bore holes, steel framework, conduits and components of conduits. They represented the basic reasons for the failures of equipment and conduits of the hydrogen sulfide-containing oil and gas condensate layers.

The key words: Keywords: equipment, demolition, plumbing, reason, fittings, tension

#### References:

1. Kushnarenko, VM Destruction of structural elements exposed to corrosive environments: Proceedings of the 4 th ISC «Strength and Fracture of Materials and Structures» / VM Kushnarenko, S. Shepherds, Y. Chirkov, Kushnarenko EV - M.: RAЕ, 2005. - S. 82 - 84.
2. Chirkov, Y. Damage to pipelines ONGKM and determination of the intensity of their denials / YA Chirkov, EV Kushnarenko, AA Bauer, DN Shchepinov / Territory Naftogaz. - 2008. - № 12. - P. 46-49.
3. Kushnarenko, VM Causes of failure of blades theater unit GTK-10I: Proceedings 7th ISTC Diagnostics equipment and piping exposed to hydrogen sulfide environments «/ NI Sorokin, D. Kirillov, VM Kushnarenko, VS Repyakh. - Orenburg: Agency Ltd «Press», 2008. - S. 258-266.