



## ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

В. С. ГИРЕНКО, М. Д. РАБКИНА, С. В. ГИРЕНКО

*Рассмотрены физико-механические изменения служебных свойств конструкционных сталей после длительной работы в водородосодержащих средах в связи с развитием слоистых трещин. На основании результатов механических испытаний, методов механики разрушения, а также металлографического, масс-спектрального, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов сделаны выводы об основных особенностях повреждений сосудов, эксплуатирующихся в нефтеперерабатывающей промышленности. Отмечаются некоторые противоречия между существующими и наблюдаемыми условиями обезуглероживания стали, а также подчеркивается существенная роль кристаллографической текстуры в развитии слоисто-водородного растрескивания. Оценены условия образования пузырей и развития расслоений.*

*The paper deals with physico-mechanical changes of service properties of structural steels after long-term operation in hydrogen-containing media, in connection with development of lamellar cracks. Results of mechanical testing, fracture mechanics methods, as well as metallographic, mass-spectral, X-ray spectrum and X-ray analysis led to the conclusions of the main features of damage of vessels, operating in the petroleum industry. Some contradictions are noted between the existing and observed conditions of decarbonization of steel, and the significant role of the crystallographic texture in development of lamellar-hydrogen cracking. Conditions are evaluated of bubble formation and delamination development.*

Многочисленные исследования свидетельствуют о возможности снижения пластических и прочностных свойств металлических материалов в результате воздействия водородосодержащих сред. Тем не менее, как и прямые экспериментальные исследования, выполненные по упрощенным и ускоренным методикам, так и разнообразные теоретические зависимости, требующие непосредственного определения ряда констант, не позволяют сделать конкретных выводов о снижении эксплуатационных характеристик материалов и скорости развития растрескивания в условиях практической диагностики конструкций после длительной эксплуатации. При этом возникают неопределенности в оценке расчетных сопротивлений и допустимых коррозионных повреждений, а также разрешенного и остаточного ресурсов.

Ниже приводятся некоторые данные о физико-механических изменениях в конструкционных углеродистых и низколегированных сталях после длительной эксплуатации в водородосодержащих средах, включая деградацию стандартных механических характеристик, обусловленную общей необратимой хрупкостью материалов и оценку возможного снижения вязкости разрушения в результате направленной диффузии ионов водорода в зону высоких трехосных напряжений и пластических деформаций в вершинах развивающихся трещин в связи с искажениями кристаллической решетки.

Основное внимание уделяется слоистому растрескиванию корпусов оборудования, которое на практике встречается наиболее часто [1] и в значительной мере связано со структурной и кристаллографической текстурой стального проката. Роль последней возрастает в результате использования сталей, изготовленных с примене-

нием низкой температуры конца прокатки. При этом необходимо подчеркнуть, что влияние текстурных особенностей на водородное охрупчивание и трещиностойкость металла мало изучено.

Деструктивное воздействие водорода на сталь в результате сопутствующих переработке нефти коррозионных процессов обычно связывают с его двумя состояниями в металле: ионизированном (в виде протонов и отрицательно заряженных ионов) и молекулярном (в основном в виде  $H_2$  и  $CH_4$ ). С этим фактом непосредственно связан вопрос о его месте нахождения и, соответственно, о влиянии на физико-механические свойства металла в качестве диффузионного и остаточного. Считается, что водород находится в междоузлиях как атом ( $d_H^0 = 0,024$  нм), а перемещается как протон  $H^+$ , причем по тетраэдрическим порам ( $r_4 = 0,291R$ ) ОЦК-решетки [2]. Диффузионную подвижность иона  $H$  относят к его электронной структуре. В любом случае *диффузионно-подвижный* водород «разрыхляет» кристаллическую структуру металлической матрицы, тем самым ослабляя межатомные связи, что, в свою очередь, приводит к понижению механических свойств. Несмотря на то, что геометрический фактор позволяет рассчитывать на значительную растворимость водорода, в силу высокой подвижности протонов это не происходит, хотя влияние водорода на сталь уже начинает проявляться при его массовом содержании  $(1...2) \cdot 10^{-4} \%$  [3]. Тем не менее, наличие *остаточного водорода* определяется не столько его растворимостью, которая ничтожно мала особенно при температурах ниже  $500^\circ C$ , сколько способностью находиться в молекулярном состоянии. При этом существенную роль играет процесс перехода из атомарной формы в молекулярную с учетом других примесей внедрения — углерода,



**Таблица 1. Технологические характеристики исследуемых проб**

Проба	Размеры $d \times t$ , мм	Температура, °С	Давление, МПа	Ввод в эксплуатацию	Ориентировочная среда	Повреждения
1	3400×12,0	60	0,20	1993	Бензин, конденсат водяного пара	Слоисто-водородные трещины со стороны наружной поверхности
2	1150×25,0	50	3,75	1971	Водород около 85 %, углеводороды – остальное	Пузыри на внутренней поверхности

Примечание:  $d$  – диаметр сосуда;  $t$  – толщина его стенки.

**Таблица 2. Химический состав металла проб в зоне А, массовая доля элементов, %**

Проба	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	
1	После длительной наработки	0,190	0,83	0,20	0,016	0,013	0,02	<0,01	0,03	0,036	0,002
	Нормируемые значения	0,14...0,22	0,40...0,65	0,15...0,30	<0,050	<0,040	в сумме <0,80			>0,02	–
2	После длительной наработки	0,207	1,02	0,47	0,025	0,021	0,04	0,04	0,05	–	0,097
	Нормируемые значения	0,17...0,22	0,85...1,10	0,45...0,51	0,014...0,022	0,016...0,022	0,03...0,09	0,04...0,09	0,06...0,17	–	0,10...0,17

кислорода и азота. Молекулы формируются на межфазных границах, границах зерен, в порах и в других несплошностях и, накапливаясь, оказывают давление на стенки полости.

Отмеченные процессы определяют общее и/или локальное изменение служебных свойств и характеристик трещиностойкости конструкционных сталей.

Пробы металла 1, 2 (табл. 1) отбирались из корпусов оборудования после проведения их обследования, в результате которого возникла необходимость удаления участков, имеющих недопустимые эксплуатационные дефекты, с последующим восстановительным ремонтом.

Образцы для испытаний на растяжение и ударный изгиб отбирались с учетом УЗ контроля и металлографических исследований на удалении от зоны слоисто-водородного растрескивания для обеспечения сплошности металла (зона А). Из этой же зоны отбирались фрагменты для определения усредненного по толщине стенки конструкции химического состава металла, структурно-текстурных особенностей стального проката, а также содержания остаточного водорода.

Кроме того, в зонах, непосредственно прилегающих к слоистым трещинам (рис. 1, зона Б), выполнялись локальные исследования, включающие масс-спектральный, рентгеноспектральный и рентгеноструктурный анализы. Также была предпринята попытка оценить роль локального водородного охрупчивания металла в вершинах слоистых трещин с позиций механики разрушения.

Общий химический состав рассматриваемых проб после длительной эксплуатации сосудов в водородосодержащих средах представлен в табл. 2.

Видно, что он за время эксплуатации в целом не изменился. Обращает на себя внимание несколько завышенное содержание марганца в пробе 1.



Рис. 1. Слоисто-водородное растрескивание в зоне Б (×100)



Что касается структурной текстуры, то в обеих пробах по всей толщине стенки четко прослеживается ферритно-перлитная полосчатость, характеризующая горячекатаный металл. Наряду с этим имеют место неметаллические включения, в основном, деформированные сульфиды, расположенные в ферритной составляющей (рис. 2). В пробе 2 обнаружены также точечные нитриды, по всей видимости это соединения титана, поскольку его содержание составляет около 0,1 % (табл.2).

Следует отметить, что некоторые структурные отличия наблюдаются по толщине стенки сосудов. Так, срединным слоям пробы 2 соответствует более крупнозернистая структура и здесь же сосредоточено большее количество перлита, а в пробе 1 доля неметаллических включений приходится в основном на приповерхностные сечения, причем, со стороны наружной поверхности, где их объемная доля составляет 0,5 % (табл. 3). С этими данными хорошо согласуются результаты распределения водорода (табл. 3). Как отмечалось, остаточный водород, находящийся преимущественно в виде соединений  $H_2$  и  $CH_4$ , располагается на поверхностях раздела и несовершенствах структуры, являющихся ловушками для газообразных молекул. Как известно, поверхностями раздела обычно служат межфазные границы между матрицей и неметаллическими включениями.

Кроме структурной текстуры целесообразно обратить внимание на проявление кристаллографической текстуры. Ранее было показано, что кристаллографическая текстура по сечению листов неоднородна [4, 5]. Так, в приповерхностных слоях пробы 1 сформировалась текстура типа  $\{110\}<100>$ , необычная для ОЦК металлов [6]. Более подробный анализ текстурной обстановки будет представлен ниже при исследовании зоны Б.

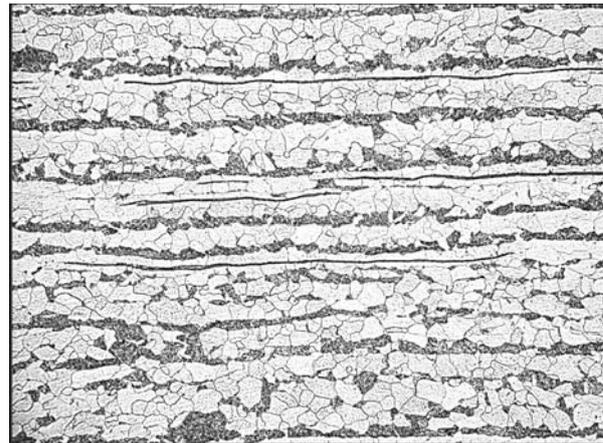


Рис. 2. Типичная структурная текстура горячекатаного металла (X500)

Механические характеристики рассматриваемых проб представлен в табл. 4.

При этом можно заключить, что общие физико-механические изменения в металле даже вблизи зон развитого слоистого растрескивания с практической точки зрения не носят катастрофического характера и, соответственно, незначительно влияют на работоспособность конструкции. Наиболее существенным является снижение значений  $\sigma_T$  (проба 1), требующее с формальной точки зрения некоторой корректировки допускаемых напряжений по пределу текучести.

Уменьшение ударной вязкости в этом случае не является определяющим для повышенных эксплуатационных температур, но может иметь некоторое значение при назначении температуры гидротестирования.

В отличие от общей необратимой хрупкости локальные изменения вязкости разрушения, вызванные диффузией водорода в зону упруго-пластического искажения кристаллической решетки в вершинах развивающихся слоистых трещин (см. рис. 1), требуют для своей оценки несколько иного подхода.

Слоистое растрескивание корпусов аппаратов реализуется в следующих видах:

развивающихся расслоений в одной или нескольких плоскостях, соединяемых ступенчатыми трещинами (см. рис. 1);

Таблица 3. Послойное распределение неметаллических включений и водорода в зоне А

Проба	Слой	Массовое содержание водорода, $\times 10^{-4}$ , %	Неметаллические включения		
			Деформированные сульфиды (балл)	Недеформированные точечные нитриды (балл)	Объемная доля, %
1	внутренний	1,5...2,3	1 (б)	—	0,27
	наружный	3,0...4,3	2...4 (б)	—	0,52
2	наружный	1,1...1,4	2...3 (б)	<1 (а)	—
	средний	1,0...1,6	4...5 (б)	1 (а)	—
	внутренний	2,2...3,6	2 (а)	<1 (а)	—

Таблица 4. Механические свойства металла проб зоны А

Проба	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup> , °C		
					-20	+20	
1	После длительной наработки	292,4...307,3	509,9	22,7...27,3	55,8...56,4	65,3	56,2...65,6
	В состоянии поставки	300,0...315,0	420,0...455,0	32,0...34,0	—	80,0	—
2	После длительной наработки	314,9...321,2	571,5...572,5	36,7...30,4	59,6...64,0	—	99,0...109,0
	В состоянии поставки	391,0...425,0	554,0...593,0	26,3...29,0	55,3	—	117,0...156,0

Примечание. Данные получены инж. А. В. Бернацким (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ).



развивающихся пузырей, когда рост внутреннего давления водорода и/или метана в полости приводит не только к распространению дефекта, но и к пластическому деформированию перемычки между расслоением и поверхностью оболочки;

не развивающихся пузырей, когда рост внутреннего давления приводит только к пластическому деформированию, вызывающему увеличение прогиба стенки пузыря («выпучиванию»).

Минимальное давление в слоистой трещине, при котором возможно образование пузыря, может быть оценено в рамках теории деформирования жестко-пластического тела применительно к круглой пластине, нагруженной равномерным давлением  $q$  [7]. Деформационное упрочнение материала при этом не принимается во внимание, но на заключительных стадиях развития пузырей его можно приближенно учесть с помощью соответствующего увеличения напряжений пластического течения.

Величина относительного давления  $q/\sigma_T$ , при котором может образоваться пузырь, определяется следующей зависимостью:

$$\frac{q}{\sigma_T} = \alpha \frac{h^2}{4r^2}, \tag{1}$$

где  $\sigma_T$  — предел текучести материала (рис. 3);  $\alpha$  — коэффициент, зависящий от условий закрепления контура пластины.

При шарнирном закреплении  $\alpha = 6$ , при жестком —  $\alpha = 11,3$ . Наблюдения за формой несплошностей показывают, что в вершине дефекта происходит поворот сечения, обусловленный пластическим шарниром. Сопротивление материала, возникающее в процессе поворота, должно несколько увеличивать коэффициент  $\alpha$ . Тем не менее, для оценки минимального давления, вызывающего выпучивание, целесообразно принять  $\alpha = 6$ .

Таким образом, зависимость (1) определяет минимальное внутреннее давление молекулярного водорода или метана, необходимое для реализации процесса образования пузырей. Если образование пузыря происходит со стороны внутренней поверхности, значение  $q$  необходимо уменьшить на величину рабочего давления сосуда.

В тоже время, для развития трещины необходимо относительное давление [8]:

$$\frac{q}{\sigma_T} = \frac{K_{IC}}{\sigma_T \sqrt{12h} \beta}, \tag{2}$$

где  $\beta = (0,1267 + 0,6733\lambda^{-1} + 0,5\lambda^{-2} + C)$ ;  $C = (0,0104 - 0,1267\lambda^{-1} - 0,3367\lambda^{-2} - 0,1667\lambda^{-3}) \times (0,6733 + \lambda^{-1})^{-1}$ ;  $\lambda = h/r \leq 2$ .

Соотношения (1) и (2) продемонстрировано на рис. 3. Они наглядно показывают, что в зависимости от относительных размеров трещин  $h/r$ , вязкости разрушения металла  $K_{IC}$  и толщины прослойки  $h$  слоистые трещины могут или развиваться или без развития приобретать форму пузырей.

С одной стороны, при низких значениях вязкости разрушения металла  $K_{IC} < 30 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ , образование пузырей, в основном, не должно происходить (рис. 3, а). С другой, при вязкости разрушения  $K_{IC} < 60 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$  образование пузырей возможно при определенных размерах дефектных зон (рис. 3, б). Это позволяет приближенно оценить степень локального охрупчивания металла, вызванного диффузией водорода в зону предразрушения.

В связи с этим целесообразно рассмотреть данные о слоистом растрескивании корпуса емкости (проба 1), полученные в результате визуального и УЗ контроля, а также последующего разрушающего контроля. Эти результаты показывают, что радиус  $r$  большинства пузырей не превышает 15 мм, а расстояние до наружной поверхности

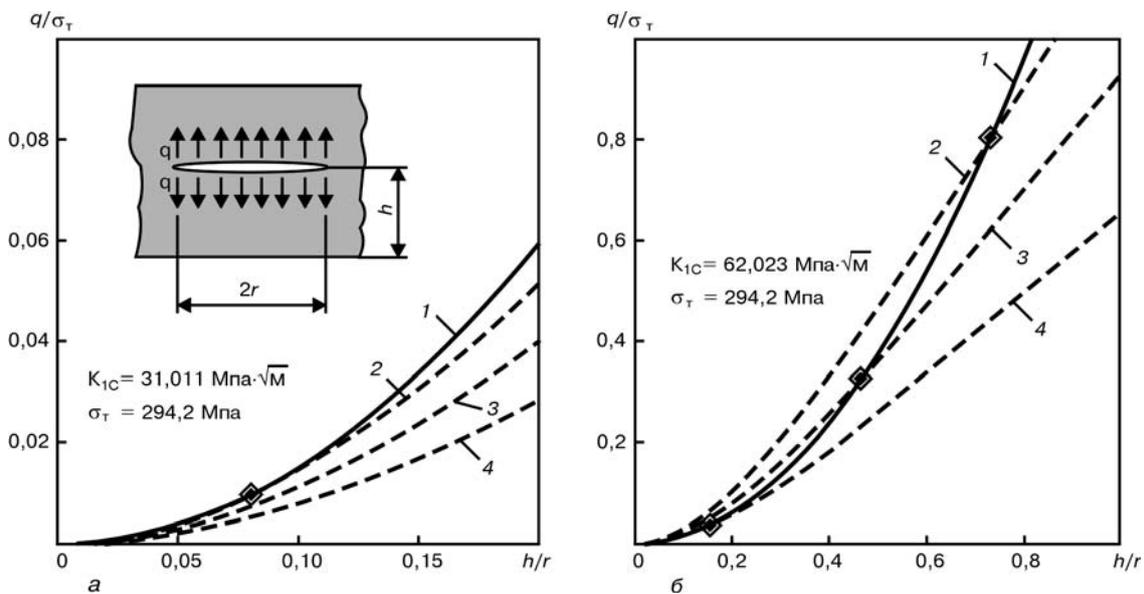


Рис. 3. Относительное давление  $q/\sigma_T$ , необходимое для образования пузырей или распространения слоистых трещин в зависимости от относительных размеров дефектных зон  $h/r$ : 1 — условие образования пузыря; 2–4 — условие роста при  $h = 3, 0, 5, 10, 0$  мм соответственно (ромбами обозначены границы, отделяющие условия образования пузыря от условий роста слоистых трещин)



Таблица 5. Микротвердость структурных составляющих в пробе 1

Структура	Феррит HV 0,025	Перлит HV 0,01
Обычная ферритно-перлитная полосчатость	100...105	185
Обезуглероженная зона	130...162	185...205

стенки сосуда  $h$  составляет 4...4,5 мм. Зависимости (1) и (2) позволяют оценить минимальное давление  $q$  на начальных стадиях образования пузырей, которое в данном случае имеет значение порядка 40 МПа, а также соответствующее значение  $K_{1C}^Z \geq 50 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ , при котором может происходить развитие либо торможение образования пузыря.

Представляется целесообразным сопоставить приведенные данные со значениями  $K_{1C}^Z$  в условиях вязкого состояния металла, характерными для горячекатаного листа из низкоуглеродистых и низколегированных сталей в отсутствие водородного охрупчивания: для стали ВСтЗсп значение вязкости разрушения будет 30,4...37,2; для 09Г2С — 62,0...106,1; для 14Г2АФ — 40,0...56,8; для 10ХСНД — 38,8...46,5. Ранее эти данные были получены в связи с тем, что анизотропия вязкости разрушения, обусловленная структурной и кристаллографической текстурой проката, относится к одной из основных причин снижения эксплуатационной надежности сварных конструкций [9].

Сопоставление полученных результатов указывает на незначительные изменения трещиностойкости металла в условиях непосредственного воздействия водородосодержащей среды. Соответственно, при решении практических задач по оценке трещиностойкости элементов конструкций в подобных случаях, по-видимому, могут быть использованы минимальные значения вязкости разрушения, характерные для горячекатаного металла при развитии трещин параллельно плоскости листа ( $K_{1C}^Z \approx 30 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ ).

Этот вывод, вытекающий из общих оценок механики сплошной среды, целесообразно дополнить результатами локальных физико-химических исследований.

Прежде всего, обращает на себя внимание следующее обстоятельство. Как на начальных стадиях развития слоистых трещин, так и в зоне предразрушения — перед фронтом магистральной трещины — возникает ситуация, подобная приведенной на рис. 1. Отчетливо видно, что зона предразрушения представляет собой систему как отдельных, так и взаимодействующих микротрещин и пор, которые располагаются в обезуглероженных зонах, наследующих текстуру проката. При этом слоистые трещины располагаются на некотором расстоянии (4...4,5 мм) от внешней поверхности сосуда, что может быть связано с неравномерным распределением неметаллических включений по толщине стенки сосуда (см. табл. 3) и с особенностями кристаллографической текстуры.

Послойные исследования структурных особенностей участков, непосредственно прилегающих к слоистым трещинам (зона Б), дали следующие результаты.

Эти участки характеризуются резко выраженной ферритной составляющей (см. рис 1), что свидетельствует о пониженном содержании углерода в них, т. е. их можно считать обезуглероженными. Как показал микрорентгеноспектральный анализ, содержание углерода местами падает до 0, тогда как в перлитной фазе оно может достигать 0,8 % при среднем содержании ~0,2 % (см. табл. 2). Кроме того, методом масс-спектрального анализа было показано, что обезуглероженным зонам соответствует повышенное массовое содержание водорода, достигающее значений ~ $6 \cdot 10^{-4}$  %, особенно вблизи трещины. Это же подтверждается данными измерения микротвердости (табл. 5).

Насыщение водородом приводит к тому, что твердость этих зон в 1,5 раза выше, чем твердость феррита в обычном состоянии. Как отмечается в работе [10], интенсивное изменение микротвердости ферритных зерен при наводороживании, а также преимущественное разрушение наводороженных образцов ферритно-перлитной стали при растяжении по ферритной составляющей указывает на преимущественное воздействие водорода именно на ферритную фазу.

Полученные результаты вступают в противоречие с некоторыми представлениями о влиянии водородосодержащих сред на физико-механические свойства металлов.

Во-первых, большинство авторов считает возможным протекание реакции обезуглероживания:  $2\text{H}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{CH}_4 + 3\text{Fe}$  в случае нормального давления при температурах не ниже 300 °С. В рассматриваемом случае ярко выраженное обезуглероживание наблюдается при значительно более низких температурах и невысоких давлениях в течение небольшого периода эксплуатации (см. табл. 1).

Во-вторых, многие модели построены на предположении о том, что диффузия водорода преимущественно осуществляется в зону предразрушения, которая отстоит от вершины трещины на расстоянии  $2\delta$  ( $\delta$  — раскрытие вершины трещины). Теоретически в этой зоне возникают максимальные (нормальные) напряжения. Полученные результаты показывают, что зона предразрушения носит значительно более протяженный и сложный характер. Она представляет собой отдельные микротрещины и микропоры, взаимодействующие в результате давления  $\text{CH}_4$  и  $\text{H}_2$ .

Касаясь локализации трещин на некотором расстоянии от поверхности, необходимо отметить следующее. Как было показано (см. табл. 3), неметаллические включения по толщине стенки сосудов располагаются неравномерно. Так, в пробе 1 деформированные сульфиды преимущественно сосредоточены в приповерхностных слоях на расстоянии 4...4,5 мм от наружной поверхности. Это создает повышенную концентрацию «ловушек» водорода и, соответственно, обуславливает зарождение слоистых трещин.

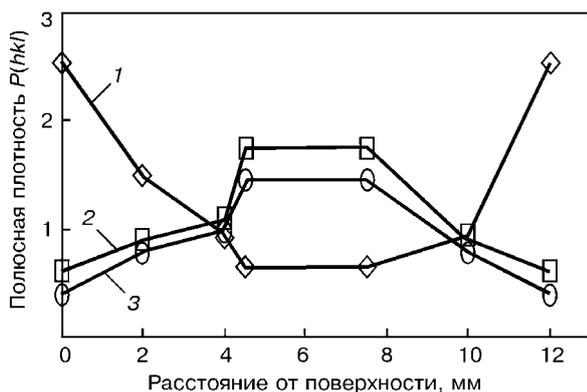


Рис. 4. Распределение полюсной плотности  $P(hkl)$  по толщине стенки пробы 1: 1-3 — соответственно для  $P(110)$ ;  $P(100)$ ;  $P(111)$  [6].

Вместе с тем, распространение этих трещин может быть дополнительно облегчено наличием благоприятной кристаллографической текстуры. Как отмечается в работе [6], именно в этих слоях, соответствующих плоскости трещины расслоя и находящихся на расстоянии 4,5 мм от поверхности стенки сосуда, сформировалась типичная текстура прокатки ОЦК-металлов и сплавов, которая может быть описана как  $\{001\}\langle 110 \rangle$  и  $\{111\}\langle 110 - 112 \rangle$  (рис. 4). В этом случае с поверхностью образцов совпадают, в основном, кристаллографические плоскости  $\{001\}$  и  $\{111\}$ , а с направлением прокатки — кристаллографические направления  $\langle 110 - 112 \rangle$ , лежащие в указанных выше плоскостях. Следует иметь в виду, что в металлах с ОЦК-решеткой плоскости семейства  $\{001\}$  являются одновременно плоскостями скола, что значительно облегчает процесс разрушения.

### Выводы

Зафиксировано обезуглероживание конструкционной низкоуглеродистой стали, протекающее — в отличие от существующих представлений — при невысоких температурах (~60 °С) и давлениях паров бензина и воды (менее 0,2 МПа) и následующее текстуру материала.

Слоистое растрескивание, возникающее в обезуглероженных зонах в результате давления метана и молизированного водорода, как на начальных стадиях своего развития, так и в зоне предразрушения перед фронтом магистральной трещины, носит сложный характер. Оно представляет собой взаимодействие отдельных микротрещин и пор, вызывающее локальную концентрацию пластических деформаций с сопутствующим увеличением содержания водорода. При этом зоны предразрушения имеют более протяженный характер, чем это предусматривается некоторыми модельными представлениями, что, в частности, может быть связано с искажениями формы пластических зон

в результате нарушения плоского деформированного состояния.

Подтверждена негативная роль неметаллических включений и других структурных «ловушек» молизированного водорода и метана в процессе инициирования слоистого растрескивания. Вместе с тем подчеркивается, что мало исследованное влияние кристаллографической текстуры прокатки имеет существенное значение для условий последующего развития зародышевых трещин. Соответственно, из этого вытекает целесообразность использования сталей с изотропными структурными и кристаллографическими характеристиками.

С позиций механики разрушения оценены условия образования пузырей и распространения слоистых трещин. Сделан вывод о несущественных локальных изменениях вязкости разрушения металла в результате диффузии водорода в зону упруго-пластического искажения кристаллической решетки перед фронтом развивающихся слоистых трещин.

Показано, что эксплуатационное охрупчивание низкоуглеродистых и низколегированных сталей носит второстепенный характер. Соответственно, разрешенный или остаточный ресурс определяется, в первую очередь, степенью поражения корпуса сосуда слоистыми трещинами.

1. *Некоторые результаты технической диагностики сосудов и трубопроводов нефтехимической промышленности* / В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, В. П. Дядин, А. В. Бернацкий, Е. А. Давыдов, В. В. Кузьмин // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 1998. — № 3. — С. 17-24.
2. *Фаст Дж. Взаимодействие металлов с газами. Т. 2. Кинетика и механизм реакций.* — М.: Металлургия, 1975. — 351 с.
3. *Вайман А. Б., Мелехов Р. К., Смиян О. Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления.* — Киев: Наук. думка, 1990. — 268 с.
4. *Особенности текстуры и анизотропии механических свойств конструкционных сталей* / Ю. А. Перлович, В. П. Павелко, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, В. М. Козачек, И. Я. Дзыкорвич // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 1990. — № 1. — С. 50-58.
5. *Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки* / В. В. Усов, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, А. В. Бернацкий, Н. М. Шкатуляк // Фіз.-хім. механіка металів. — 1993. — № 2. — С. 47-52.
6. *Рабкина М. Д., Усов В. В., Шкатуляк Н. М. Водородно-слоистое растрескивание конструкционных сталей* // Матер. Междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций» 24-27 ноября 2003, Киев, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ.
7. *Прочность. Устойчивость. Колебания* / Справ. Т. 1. М.: Машиностроение — 1968. — С. 616.
8. *Механика разрушения и прочность материалов* / Справ. пособие. Т. 2 — Киев: Наук. думка. — 1988. — 457 с.
9. *Слоистое, слоисто-хрупкое и слоисто-вязкое разрушение сварных соединений* / В. С. Гиренко, А. В. Бернацкий, М. Д. Рабкина, Н. П. Коржова // Пробл. прочности. — 1987. — № 3. — С. 70-76.
10. *Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И. Влияние водорода на свойства стали* — М.: ГНТИЛЦЦМ, 1962. — 197 с.