

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-8-59-66>

## ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННО-ПОДВИЖНОГО И СВЯЗАННОГО ВОДОРОДА НА ВОДОРОДНУЮ ХРУПКОСТЬ СТАЛИ

© **Лидия Владимировна Шашкова, Николай Александрович Манаков, Елена Станиславовна Козик, Екатерина Валерьевна Свиденко\***

Оренбургский государственный университет, Россия, 460018, Оренбург, просп. Победы, д. 13;

\*e-mail: [tzvetkova.katia2016@yandex.ru](mailto:tzvetkova.katia2016@yandex.ru)

*Статья поступила 19 июня 2018 г. Поступила после доработки 25 декабря 2018 г.  
Принята к публикации 31 мая 2019 г.*

В нефтегазовой промышленности часто возникают аварийные ситуации, обусловленные разрушением трубопроводов в результате наводороживания и коррозии. Коррозионный процесс и наводороживание металла приводят к тому, что при некотором критическом соотношении толщины металла и его прочности в результате внутреннего давления транспортируемого по газопроводу газа в стенке трубы образуются сквозные отверстия. Несмотря на широкие исследования, многие вопросы, связанные с этой проблемой, требуют дальнейших исследований. Это касается, в частности, вопросов кинетики хрупкого разрушения металла стенок трубопровода и роли диффузионно-подвижного (активного) и молизированного (связанного) водорода в этом процессе. Путем электрохимического насыщения водородом цилиндрических образцов из стали установлено совпадение зоны проникновения электролитического водорода и области зарождения трещины отрыва. Другими словами, зону приповерхностного распределения водорода можно считать локальной областью реализации микроскола при испытании на сопротивление отрыву. Это позволяет исследовать кинетику и концентрационные зависимости хрупкого разрушения стали под влиянием как диффузионно-подвижного, так и молизированного водорода, т.е. в условиях обратимой и необратимой водородной хрупкости. С помощью установленного размерного эффекта проникновения электрохимически внедренного водорода в цилиндрические стальные образцы разного диаметра изучена водородная хрупкость стали при контроле локальной концентрации водорода в приповерхностном слое. В результате проведенных кинетических исследований впервые получены зависимости сопротивления отрыву (микросколу) от концентрации диффузионно-подвижного и молизированного водорода в зоне микроскола. На основе электронно-фрактографического исследования изломов образцов стали 18ХГМФ показано, что в соответствии со стадийностью развития хрупкости изменяется и морфология излома. Исходное вязкое разрушение сменяется типично хрупким отрывом при обратимой хрупкости. В дальнейшем, по мере развития необратимой хрупкости, наблюдается смешанное разрушение. Полученная трехстадийная зависимость изменения сопротивления отрыву с учетом состояний водорода подтверждает различную физическую природу процессов на различных стадиях водородной хрупкости и объясняет известное разделение водородной хрупкости на обратимую и необратимую влиянием диффузионно-подвижного и связанного водорода соответственно.

**Ключевые слова:** водородная хрупкость; диффузионно-подвижный водород; остаточный водород; локальная концентрация; сопротивление отрыву (микросколу); размерный эффект.

## THE EFFECT OF DIFFUSION-MOBILE AND COMBINED HYDROGEN ON HYDROGEN BRITTLENESS OF STEEL

© **Lydia V. Shashkova, Nikolai A. Manakov, Elena S. Kozik, Ekaterina V. Svidenko\***

Orenburg State University, prosp. Pobedy, 13, Orenburg, 460018, Russia; \*e-mail: [tzvetkova.katia2016@yandex.ru](mailto:tzvetkova.katia2016@yandex.ru).

*Received June 19, 2018. Revised December 25, 2018. Accepted May 31, 2019.*

Diagnostics of the emergencies attributed to the pipeline destruction resulted from hydrogen charging and corrosion is one of the important problems of the oil and gas industry. Corrosion and hydrogen charging of the metal lead to formation of holes in the pipe wall at a certain critical ratio of the metal strength and thickness resulted from the impact of the internal pressure of the gas transported through the pipeline. Despite extensive research, many issues related to this problem require further consideration. This concerns, in particular, the issues regarding kinetics of the brittle fracture of metal of the pipeline walls

and the role of diffusion-mobile (active) and combined (bound) hydrogen in this process. Electrochemical hydrogenation (saturation) of cylindrical steel samples revealed that the zone of penetration of electrolytic hydrogen match the region of the cleavage crack origin, i.e., the area of the subsurface hydrogen distribution can be considered a local area of micro-cleavage in the peel tests thus making possible the study of kinetics and concentration dependences of steel brittle fracture under the impact of both diffusion-mobile and combined hydrogen, i.e., under conditions of reversible and irreversible hydrogen brittleness. The dependences of the peel resistance (micro-cleavage) on the concentration of diffusion-mobile (active) and bound hydrogen in the micro-cleavage zone are obtained as a result of kinetic studies. Electron-fractographic study of fractures of 18KhGMF steel samples showed that fracture morphology changes in accordance with the stages of brittleness development. The initial ductile fracture is followed by a typically brittle peeling at reversible brittleness. Then, with the development of irreversible fragility, a mixed character of destruction is observed. The obtained three-stage dependence of the peeling strength, taking into account different hydrogen states, proves the different physical nature of the processes at different stages of hydrogen brittleness and connects the known reversible and irreversible hydrogen brittleness with the effect of diffusion-mobile and bound hydrogen, respectively.

**Keywords:** hydrogen brittleness; diffusion-mobile hydrogen; residual hydrogen; local concentration; peel resistance (micro-cleavage); dimensional effect.

## Введение

Одной из важных проблем нефтегазовой промышленности является возникновение аварийных ситуаций, обусловленных разрушением трубопроводов в результате наводороживания и коррозии. Коррозийный процесс и наводороживание металла приводят к тому, что при некотором критическом соотношении толщины металла и его прочности в результате внутреннего давления газа, транспортируемого по газопроводу, в стенке трубы образуются сквозные отверстия. Это является причиной более половины аварий на магистральных газопроводах.

Несмотря на широкие исследования, связанные с этой проблемой, многие вопросы требуют дальнейших исследований, в частности, вопросы кинетики хрупкого разрушения металла стенок трубопровода и роли диффузионно-подвижного (активного) и молизированного (связанного) водорода в этом процессе.

Аномально высокая диффузионная подвижность водорода в металлах и сплавах, значительный градиент его приповерхностного распределения при наводороживании, а также ряд других особенностей поведения затрудняют выработку единых подходов к определению концентраций водорода в локальных областях и их влияния на механические свойства металлов. К тому же к настоящему времени отсутствуют надежные методики определения концентрации водорода в локальных объемах, а существующие дают только интегральные характеристики [1].

Для определения концентрации водорода при его локализации в области включений, вершине трещины, на границе и в теле зерна применяют различные способы расплавления металла в локальных областях (зондирование) с последующим анализом состава и количества выделившихся газов. Однако эти методы зондирования (оже-спектроскопия, ионный зонд с послойным анализом, лазерный масс-спектрометриче-

ский метод, лазерный зонд, электронно-лучевой зонд и др.) позволяют определить только количество необратимо связанного или остаточного водорода (ОВ).

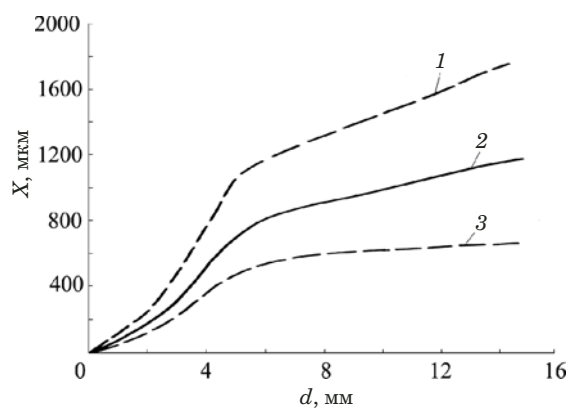
Вопросы экспериментальной оценки концентрации диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) в зоне инициирования разрушения пока не решены. Достаточно разработаны лишь методики оценки интегральной концентрации ДПВ в металле [2]. При этом остается открытым вопрос, к какой массе металла относить экстрагированный водород. Если отнести содержание водорода ко всей массе образца, то сравнительный анализ результатов разных работ вызовет затруднение. К тому же изменение свойств металлов и сплавов обычно связывают с концентрацией всего абсорбированного водорода (ДПВ и ОВ), что приводит к неоднозначным результатам для одних и тех же сплавов.

Из изложенного выше следует, что для дальнейших исследований кинетики хрупкого разрушения стали необходимо отдельно определять концентрации диффузионно-подвижного (активного) и молизированного (связанного) водорода непосредственно в зоне инициирования разрушения.

## Методика проведения исследования

Приповерхностное распределение водорода при электрохимическом насыщении можно рассматривать как известное локальное распределение его в зоне разрушения. В данной работе выполнена статистическая обработка результатов распределения водорода в образцах разного диаметра.

Установлено, что глубина проникновения водорода нелинейно зависит от диаметра образцов: толщина наводороженного слоя у образцов диаметром 1 мм равна  $60 \pm 15$  мкм, диаметром 2 мм —  $200 \pm 50$  мкм, диаметром 6 мм —  $750 \pm 250$  мкм (коэффициент надежности 0,95) и т.д.



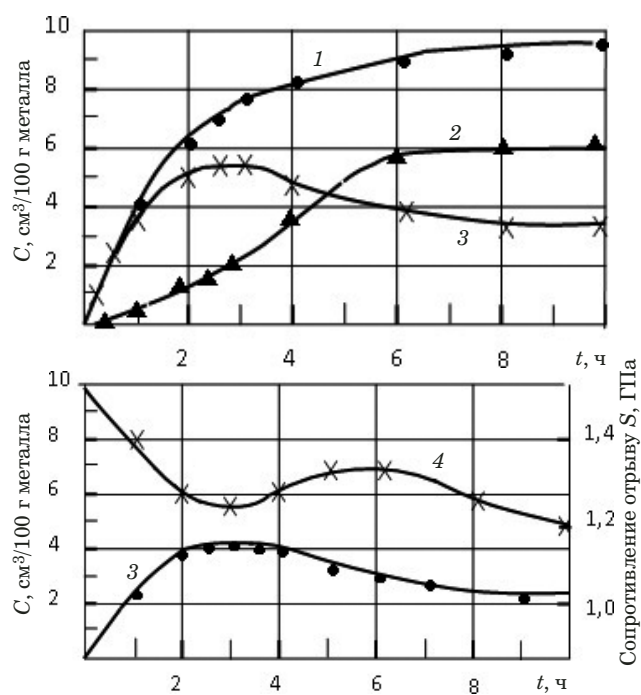
**Рис. 1.** Глубина проникновения водорода  $X$  при электрохимическом насыщении стальных цилиндрических образцов разного диаметра  $d$  (размерный эффект проникновения электрохимически внедренного водорода в цилиндрические стальные образцы разного диаметра) [3]: 1, 3 — разброс экспериментальных данных; 2 — усредненное значение эксперимента; пунктиром показан доверительный интервал значений глубины проникновения водорода

**Fig. 1.** Hydrogen penetration depth  $X$  at electrochemical saturation of steel cylindrical samples of different diameter  $d$  (dimensional effect of penetration of electrochemically embedded hydrogen into cylindrical steel samples of different diameter) [3]: 1, 3 — experimental scatter; 2 — experimental averages; dotted line corresponds to the confidence interval of the hydrogen penetration depth

Таким образом, при электрохимическом насыщении образцов из стали установлен размерный эффект проникновения водорода в цилиндрические образцы разного диаметра (рис. 1).

Сведения о глубине проникновения электрохимически внедренного водорода в цилиндрические образцы разного диаметра позволяют изучать повреждаемость и ВХ металлов и сплавов при контроле локальной концентрации водорода в приповерхностном слое. Локальность анализа: глубина проникновения 200 – 400 мкм для образцов диаметром 2 – 4 мм.

Выбор геометрических размеров образцов при испытаниях на растяжение после наводороживания, а также основной характеристики хрупкого разрушения — сопротивления отрыву  $S$  (микросколу) — при исследовании повреждаемости стали водородом обоснован в [4]. Показано, что степень ВХ ( $\Delta S/S \cdot 100\%$ ) остается одинаковой для образцов диаметром 2 – 6 мм, т.е. для этих образцов соблюдается условие физического подобия свойств металла при электролитическом наводороживании. Полученные данные сопоставлены с результатами по размерному эффекту проникновения водорода в цилиндрические образцы. Испытания цилиндрических образцов с кольцевым надрезом в условиях реализации отрыва показывают, что трещина зарождается вблизи надреза на глубине 0,1 – 0,2 мм.



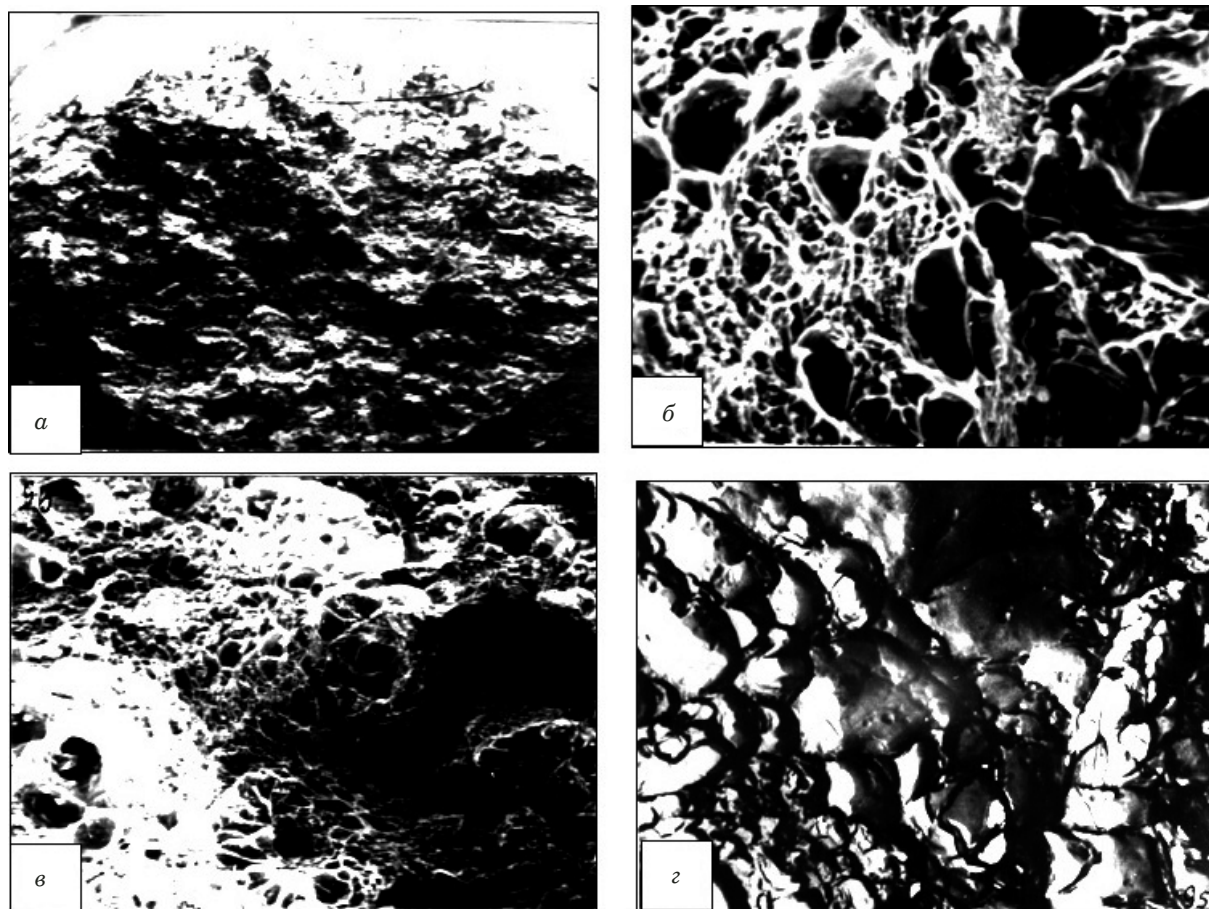
**Рис. 2.** Изменение концентрации общего (1), связанного (2), диффузионно-подвижного (3) водорода и сопротивления отрыву (4) стали 18ХГМФ в зависимости от времени наводороживания при комнатной температуре (среда наводороживания: насыщенный водный раствор сероводорода с добавлением 5 % соляной кислоты до pH  $0,6 \pm 0,1$ )

**Fig. 2.** Change in the concentration of total (1), bound (2) and diffusion-mobile (3) hydrogen and peel resistance (4) of steel 18KhGMF depending on the time of hydrogenation at room temperature (hydrogenation medium: saturated hydrogen sulfide solution added with 5% hydrochloric acid up to pH  $0.6 \pm 0.1$ )

Таким образом, зона проникновения электролитического водорода и область зарождения трещины отрыва совпадают. Отсюда следует, что зону приповерхностного распределения водорода вблизи надреза можно считать локальной областью реализации микроскола при испытании на сопротивление отрыву.

На основании установленных закономерностей разработана методика, которая позволяет определять сопротивление разрыву и сопоставлять его с локальной концентрацией активного или связанного водорода в зоне разрыва. Для определения концентрации водорода использовали образцы размерами  $2 \times 7,5 \times 25$  мм, подвергнутые механической и электрохимической полировке (допустимо изменение площади и формы образцов при сохранении толщины). Образцы электролитически наводороживали, затем быстро извлекали из ячейки, промывали в струе воды и в техническом этиловом спирте, сушили и помещали в установку Itnac DO-01 фирмы Adamele для анализа водорода. Время от момента извлечения из ячейки до начала анали-





**Рис. 3.** Строение изломов образцов из стали 18ХГМФ без водорода: а – в — сканирующая микроскопия, увеличение 50, 1000, 3000 соответственно; г — электронная микроскопия (угольная реплика), увеличение 6000

**Fig. 3.** The structure of the fractures of hydrogen-free steel samples (18KhGMF): а – в — scanning microscopy, magnification 50, 1000, 3000, respectively; г — electron microscopy (carbon replica), magnification 6000

за водорода не превышало 20 с. Общая длительность анализа составляла 5 – 8 мин.

### Результаты исследований

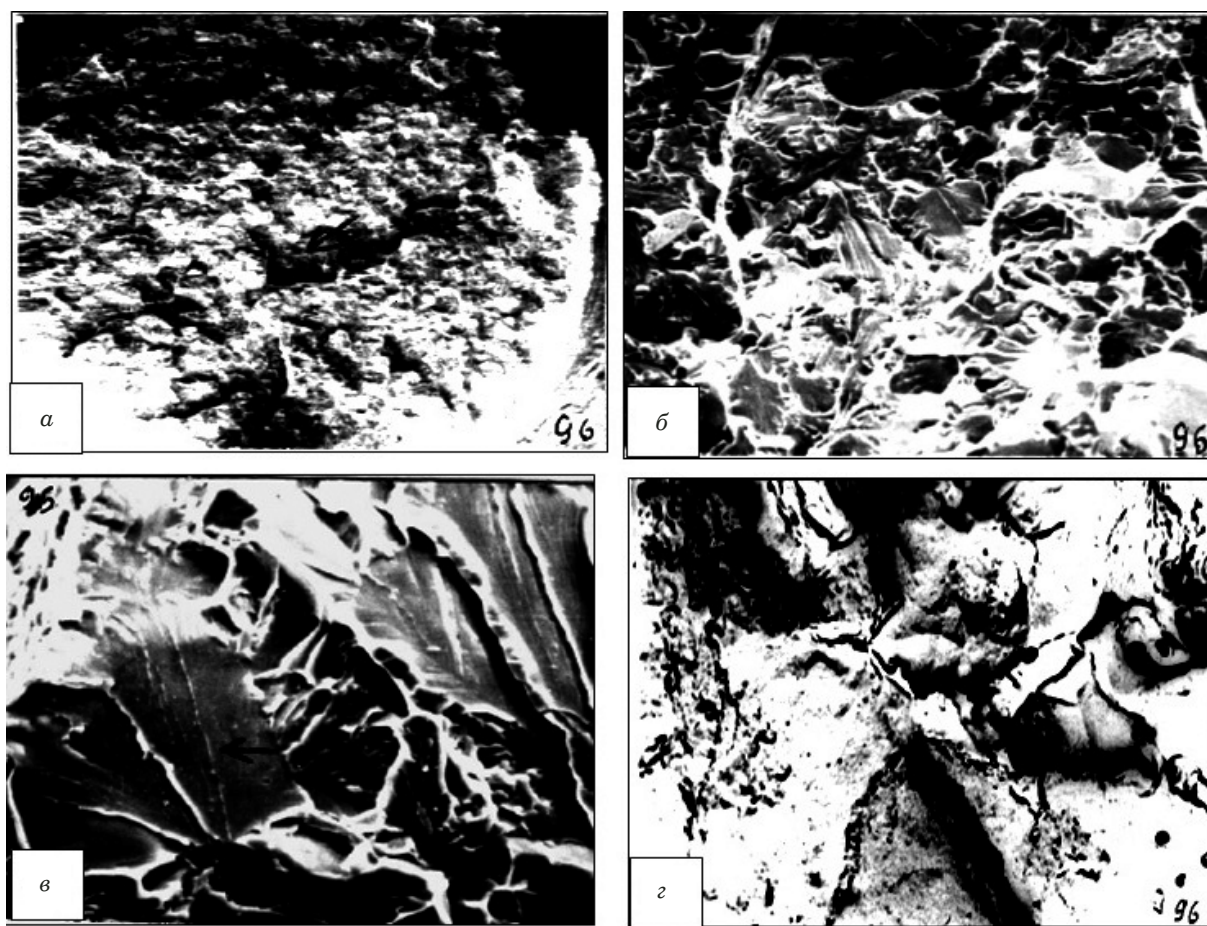
Определяли общую концентрацию всего абсорбированного водорода и концентрацию остаточного водорода в образцах. В этих целях проводили анализ половины образцов-свидетелей после наводороживания для определения концентрации всего абсорбированного водорода. Вторую половину образцов-свидетелей наводороживали, затем подвергали дегазации с выделением ДПВ (выдерживали при комнатной температуре на воздухе) в течение двух часов, а далее на установке Itnac DO-01 определяли в них концентрацию оставшегося водорода. Концентрацию ДПВ находили как разность между концентрациями общего и оставшегося молизованного водорода и качественно сопоставляли с результатами радиометрического и хроматографического анализов после дегазации водорода из металла.

Согласно размерному эффекту в образцах толщиной 2 мм водород находится в приповерх-

ностном слое 0,25 мм. Вычисляя концентрацию ДПВ после хроматографического анализа, водород относили к массе приповерхностных слоев.

Строили три графика изменения концентрации водорода (общего, остаточного и диффузионно-подвижного) в образцах. На рис. 2 представлены кинетические диаграммы электролитического наводороживания и перераспределения водорода по состояниям, а также изменение сопротивления отрыву стали 18 ХГМФ.

Кинетику влияния водорода на сопротивление сталей отрыву изучали следующим образом. Образцы без нагрузки наводороживали в сероводородсодержащих водных средах. После выдержки различной продолжительности образцы извлекали из растворов, высушивали фильтровальной бумагой и потоком теплого воздуха и тут же испытывали на растяжение со скоростью нагружения 30 мм в минуту на разрывной машине FM-500. (Время от момента извлечения образцов из раствора до испытания контролировали, оно составляло ~1,5 мин.) Записывали диаграммы нагружения.



**Рис. 4.** Строение изломов образцов из стали 18ХГМФ после трех часов наводороживания (стадия обратимого разупрочнения): *a – в* — сканирующая микроскопия, увеличение 50, 1000, 3000 соответственно; *г* — электронная микроскопия (угольная реплика), увеличение 6000

**Fig. 4.** The structure of the fractures of steel samples (18KhGMF) after 3 h of hydrogenation (stage of reversible softening): *a – c* — scanning microscope, magnification 50, 1000, 3000, respectively; *d* — electron microscopy (carbon replica), magnification 6000

В результате проведенных кинетических исследований впервые получены зависимости сопротивления отрыву (микросколу) от концентрации диффузионно-подвижного и молизванного водорода в зоне микроскола.

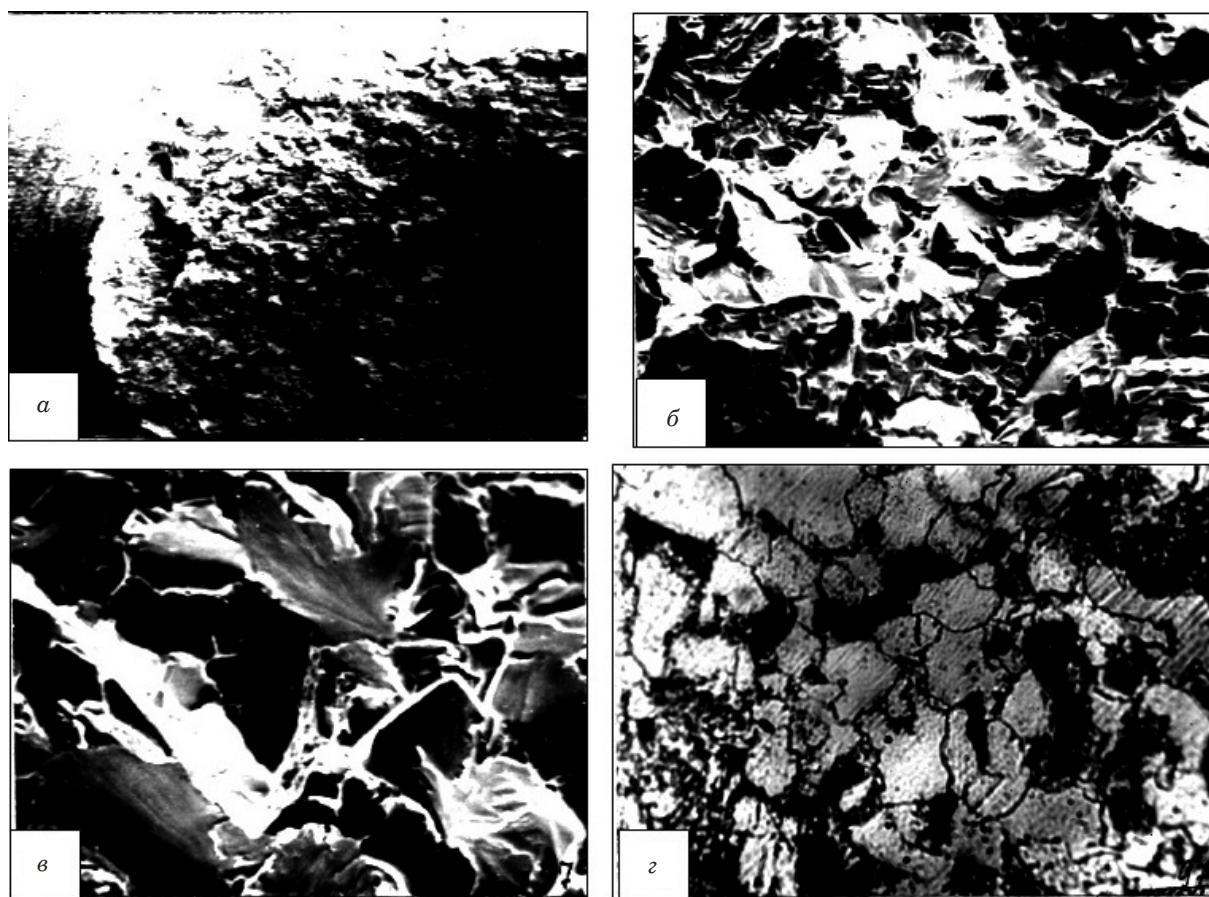
### Обсуждение результатов

Из рис. 2 видно, что сопротивление отрыву  $S$  изменяется синхронно с кинетическими превращениями абсорбированного водорода. Это изменение наиболее выражено в условиях нестационарной диффузии, когда водород в металле находится в диффузионно-подвижном состоянии и может покидать твердую фазу при комнатной температуре. Сопротивление отрыву  $S$  резко снижается с увеличением концентрации подвижного водорода и заметно восстанавливается при уменьшении его концентрации в связи с переходом в связанное состояние, а по мере увеличения концентрации молизванного водорода происходит снова понижение сопротивления отрыву  $S$ .

Стадийность кинетики развития повреждаемости металла в процессе электролитического наводороживания обусловлена кинетическими превращениями абсорбированного водорода. Первая стадия является обратимой в том смысле, что выдержка образцов при комнатной температуре приводит к эффузии ДПВ и восстановлению свойств. Вторая стадия незначительного восстановления прочности обусловлена уменьшением концентрации подвижного водорода в связи с его переходом в связанное состояние. Третья стадия необратима и обусловлена развитием коллекторов молекулярного водорода. Полученная трехстадийная зависимость изменения сопротивления отрыву с учетом состояний водорода подтверждает и объясняет известное разделение ВХ на обратимую и необратимую влиянием диффузионно-подвижного и связанного водорода соответственно.

Таким образом, испытания цилиндрических образцов с кольцевым надрезом в условиях реализации отрыва показали, что зона проникнове-





**Рис. 5.** Строение изломов (а – в) и микроструктура (г) образцов из стали 18 ХГМФ после 4,5 часов наводороживания (стадия незначительного восстановления прочности): а – в — сканирующая микроскопия, увеличение 50, 1000, 3000 соответственно; г — электронная микроскопия (угольная реплика), увеличение 1000

**Fig. 5.** The fracture structure (a – c) and microstructure (d) of steel samples (18KhGMF) after 4.5 h of hydrogenation (stage of slight strength recovery): a – c — scanning microscopy, magnification 50, 1000, 3000, respectively; d — electron microscopy (carbon replica), magnification 1000

ния электролитического водорода и область зарождения трещины отрыва (микроскола) совпадают. Другими словами, зона приповерхностного распределения водорода вблизи надреза является локальной областью реализации микроскола. Это дает возможность сопоставлять сопротивление отрыву и локальную концентрацию водорода в зоне разрушения образцов.

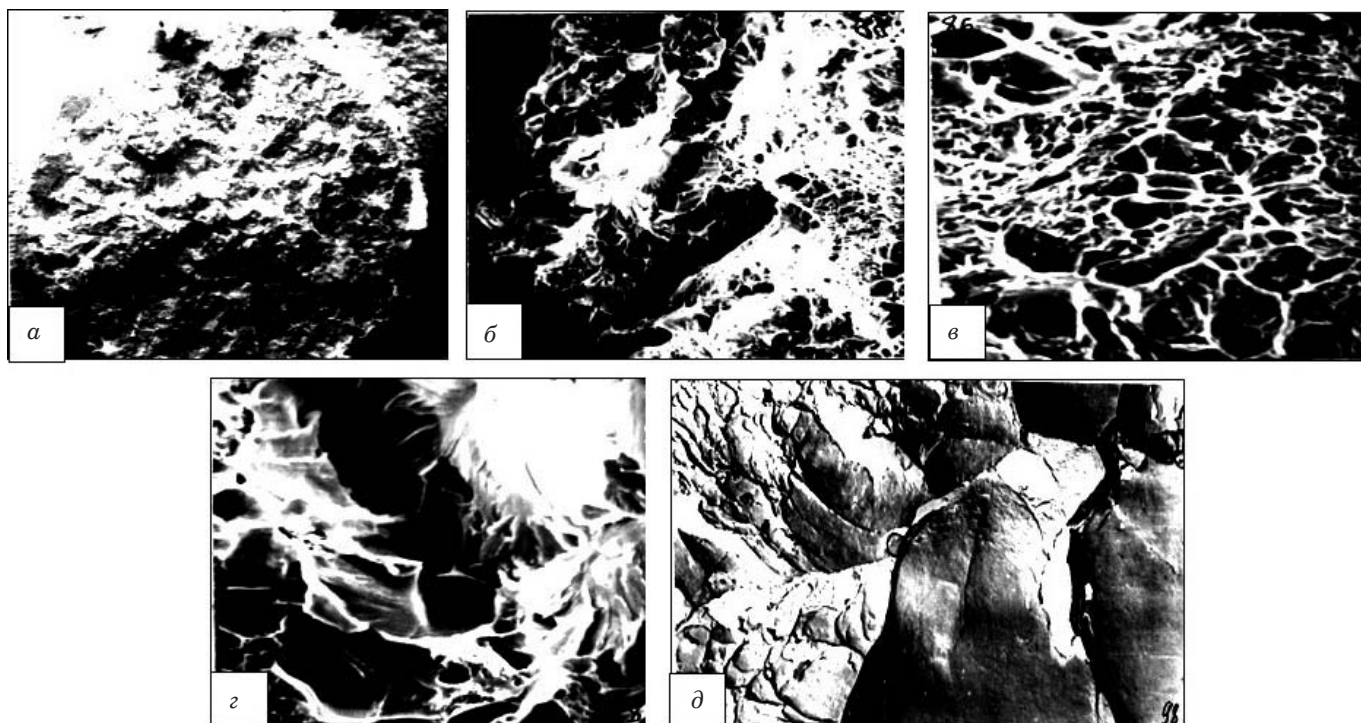
В связи с полученными результатами представлялось необходимым избирательно исследовать влияние активного и связанного водорода на структурные превращения в стали.

Исследование изломов образцов стали 18ХГМФ проводили после разрыва исходных (без водорода) образцов и образцов на различных стадиях водородной хрупкости: при обратимом разупрочнении (наводороживание в течение 3 ч), незначительном восстановлении прочности (4,5 ч) и необратимом охрупчивании (25 ч). Изломы изучали на микроскопе МБС-2, сканирующем электронном микроскопе Cwiskscan-100. Основ-

ные результаты фрактографических исследований изломов представлены на рис. 3 – 6.

Изломы стали 18 ХГМФ без водорода (см. рис. 3) имеет структуру вязкого отрыва, характерную для пластичных сталей после растяжения цилиндрических образцов с глубоким острым надрезом. Наличие достаточно равномерно чередующихся крупных и мелких ямок обусловлено, как правило, неоднородностью структуры материала и, соответственно, неравномерностью пластической деформации. Неоднородность микроструктуры стали наглядно видна на рис. 5, г. Ямочная структура излома свидетельствует о том, что разрушение отрывом происходит по механизму слияния микропор, образующихся в процессе пластической деформации [5 – 10].

На стадии обратимого разупрочнения характер разрушения наводороженной стали резко меняется (см. рис. 4). Видны отдельные участки хрупкого скола кристаллов (а), плоские фасетки истинно хрупкого отрыва (б). Вид отрыва смешанный, т.е. разрушение происходит как внут-



**Рис. 6.** Строение изломов образцов из стали 18ХГМФ после 25 часов наводороживания (стадия необратимого охрупчивания): *a – г* — сканирующая микроскопия, увеличение 50, 1000, 1000, 3000 соответственно; *д* — электронная микроскопия (угольная реплика), увеличение 6000

**Fig. 6.** The structure of the fractures of steel samples (18KhGMF) after 25 hours of hydrogenation (stage of irreversible embrittlement): *a – d* — scanning microscope, magnification 50, 1000, 1000, 3000, respectively; *e* — electron microscopy (carbon replica), magnification 6000

ризеренное с кристаллическим изломом, так и межзеренное с зернистым изломом. На фасетках (*в*) видны мелкие и крупные ступеньки. В результате на поверхности излома выявляется ручьи-стый излом, типичный для большинства хрупких изломов путем отрыва. Трещины зарождаются, как правило, на краю фасеток, откуда расходятся лучи-складки. На рис. 4, *г* при увеличении 6000 наблюдается сглаженный речной узор и достаточно гладкие поверхности фасеток [11 – 15].

На стадии незначительного восстановления прочности фрактограммы разрушения слегка изменяются (см. рис. 5, *a – в*). Излом остается хрупким, хотя можно заметить, что число и размеры хрупких сколов и крупных вертикальных ступенек уменьшаются.

На стадии необратимого охрупчивания наблюдаются явные изменения в структуре изломов (см. рис. 6). В изломе видны как плоские фасетки хрупкого отрыва, так и участки ямочной структуры, обусловленной слиянием микропор. Такая неоднородность излома свидетельствует о микролокальной неоднородности разрушения — наблюдаются признаки и хрупкого отрыва, и вязкого разрушения. Такое разрушение можно квалифицировать как квазиотрыв.

## Выводы

Путем электрохимического насыщения цилиндрических образцов из стали установлено совпадение зоны проникновения электролитического водорода и области зарождения трещины отрыва. Зону приповерхностного распределения водорода можно считать локальной областью реализации микроскола при испытании на сопротивление отрыву. Это позволяет исследовать кинетику и концентрационные зависимости хрупкого разрушения стали под влиянием как диффузионно-подвижного, так и молизванного водорода, т.е. в условиях обратимой и необратимой водородной хрупкости.

С помощью установленного размерного эффекта проникновения электрохимически внедренного водорода в цилиндрические стальные образцы разного диаметра изучена водородная хрупкость стали при контроле локальной концентрации водорода в приповерхностном слое. В результате проведенных кинетических исследований впервые получены зависимости сопротивления отрыву (микросколу) от концентрации диффузионно-подвижного и молизванного водорода в зоне микроскола.

На основе электронно-фрактографического исследования изломов образцов стали 18ХГМФ



показано, что в соответствии со стадийностью развития хрупкости изменяется и морфология излома. Исходное вязкое разрушение сменяется типично хрупким отрывом при обратимой хрупкости. В дальнейшем, по мере развития необратимой хрупкости, наблюдается смешанное разрушение. Полученная трехстадийная зависимость изменения сопротивления отрыву с учетом состояний водорода подтверждает различную физическую природу процессов на различных стадиях водородной хрупкости и объясняет известное разделение водородной хрупкости на обратимую и необратимую влиянием диффузионно-подвижного и связанного водорода соответственно.

## ЛИТЕРАТУРА

- Полторацкий Л. М., Громов В. Е., Чинокалов В. Я. Водород в сталях и сплавах (современное состояние вопроса). — Новокузнецк: СибГИУ, 2008. — 162 с.
- Панченко О. В. К вопросу о методах определения диффузионного водорода / Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2011. № 9. С. 57 – 61.
- Савченков Э. А., Шашкова Л. В. Размерный эффект электрохимического проникновения водорода в стальные цилиндрические образцы / Известия РАН. Металлы. 1997. № 3. С. 169 – 174.
- Шашкова Л. В. О методическом подходе к изучению кинетики водородного охрупчивания сталей / Международный научно-исследовательский журнал. 2012. № 5(5). Ч. 1. С. 30 – 36.
- Богодухов С. И., Козик Е. С. Материаловедение. — Старый Оскол: ТНТ, 2014. — 536 с.
- Богодухов С. И., Гарипов В. С., Козик Е. С., Соловина Е. В. Термическая обработка твердого сплава Т14К8 / Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 41.
- Guo Zhixing, Xiong Ji, Yang Mei, Jiang Cijin / J. Alloys and compounds. 2008. № 1 – 2. P. 157.
- Горелик С. С., Расторгев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: МИСиС, 2002. — 360 с.
- Богодухов С. И., Гарипов В. С., Свиденко Е. В. Анализ физических и механических свойств твердых сплавов после упрочняющей обработки / Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 35 – 39.
- Александрова Л. И., Лошак М. Г., Горбачева Т. Б., Вираксина А. В. Рентгенографическое исследование термообработанных твердых сплавов WC — Co / Промышленное машиностроение. 1986. № 5. С. 93 – 98.
- Смирнова А. В., Кокорин Г. А. Электронная микроскопия в металловедении: справ. изд. — М.: Металлургия, 1985. — 192 с.
- Бондаренко В. А., Богодухов С. И. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов: учебник. — М.: Машиностроение, 2000. — 144 с.
- Шмыков А. А. Справочник термиста. Изд. 2-е. — М.: Книга по требованию, 2012. — 290 с.
- Рыбин Ю. И. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов. — СПб.: Наука, 2004. — 644 с.
- Уманский Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгев Л. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. — М.: Металлургия, 1982. — 632 с.

## REFERENCES

- Poltoratski L. M., Gromov V. E., Chinukulu V. I. Hydrogen in steels and alloys (current state of the art). — Novokuznetsk: SibGIU, 2008. — 162 p. [in Russian].
- Panchenko O. V. To the question about the methods of determining the diffusion of hydrogen / Izv. vuzov. Machinostroenie. 2011. N 9. P. 57 – 61 [in Russian].
- Savchenko E. A., Cachkova L. V. Size effect of electrochemical penetration of hydrogen into steel cylindrical samples / Izv. RAN. Metall. 1997. N 3. P. 169 – 174 [in Russian].
- Shashkova L. V. On the methodical approach to the study of the kinetics of hydrogen embrittlement of steels / Mezhd. Naych.-Issled. Zh. 2012. N 5(5). Part 1. P. 30 – 36 [in Russian].
- Bogodukhov S. I., Kozik E. S. Materials science. — Stary Oskol: TNT, 2014. — 536 p. [in Russian].
- Bogodukhov S. I., Garipov, V. S., Kozik E. S., Solosin E. V. Thermal treatment of hard alloy T14K8 / Zagotov. Proizv. Machinostr. 2012. N 12. P. 41 [in Russian].
- Guo Zhixing, Xiong Ji, Yang Mei, Jiang Cijin / J. Alloys and compounds. 2008. N 1 – 2. P. 157.
- Gorelik S. S., Rastorguev L. N., Skakov Yu. A. Radiographic and electronoptical analysis. — Moscow: MISiS, 2002. — 360 p. [in Russian].
- Bochodukhov S. I., Garipov V. S., Svidenko E. V. Analysis of the physical and mechanical properties of hard alloys after hardening treatment / Uproch. Tekhnol. Pokryt. 2016. N 5. P. 35 – 39 [in Russian].
- Aleksandrova L. I., Lochak M. G., Gorbacheva T. B., Vikarsina A. V. Radiographic examination heat treated WC — Co hard alloys / Promyshl. Machinostr. 1986. N 5. P. 93 – 98 [in Russian].
- Smirnova A. V., Kokorin G. A. Electron microscopy in metallurgy. Reference book. — Moscow: Metallurgiya, 1985. — 192 p. [in Russian].
- Bondarenko V. A., Bogodukhov S. I. Quality assurance and performance improvement of cutting tools. Schoolbook. — Moscow: Machinostroenie, 2000. — 144 p. [in Russian].
- Shmykov A. A. Handbook of heat-treater. 2<sup>nd</sup> edition. — Moscow: Kniga po trebovaniyu, 2012. — 290 p. [in Russian].
- Rubin Ya. I. Mathematical modeling and design of technological processes of metal processing. — St. Petersburg: Nauka, 2004. — 644 p. [in Russian].
- Umanskii Ya. S., Skakov Ya. A., Ivanov A. N., Rastorguev L. N. Crystallography, x-ray and electron microscopy. — Moscow: Metallurgiya, 1982. — 632 p. [in Russian].