

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-7-51-60>

## К ВОПРОСУ О ПРИЧИНАХ ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРУЖИН ПРЕДОХРАНИТЕЛЬНЫХ КЛАПАНОВ НА УСТАНОВКАХ ПЕРВИЧНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ НЕФТИ

© **Михаил Андреевич Тупицин\***, **Ирина Анатольевна Тришкина**,  
**Екатерина Ивановна Сторожева**

Всероссийский научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности, Россия, 400078, г. Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, д. 98Б;

\*e-mail: [matupicin@vnikti.rosneft.ru](mailto:matupicin@vnikti.rosneft.ru)

*Статья поступила 22 ноября 2022 г. Поступила после доработки 16 декабря 2022 г.  
Принята к публикации 28 февраля 2023 г.*

Исследованы причины преждевременного разрушения пружины (из стали 50ХФА), которую использовали в предохранительном клапане шлемовой части колонны. Разрушение пружины произошло после семи лет эксплуатации при температуре менее 90 °С; рабочая среда трубопровода — светлые нефтепродукты (сернистый бензин). Для исследований применяли методы визуально-измерительного контроля, общий химический анализ состава стали, энергодисперсионный анализ металла в локальных областях, измерения твердости и микротвердости, микроструктурный анализ металла, макрофрактографию, электронную фрактографию, фазовый химический, фазовый рентгеноструктурный анализы, восстановительную термическую обработку. Выявлены характерные внешние признаки, типичные микроповреждения и механизмы сульфидного (водородного) коррозионного растрескивания высокопрочной стали 50ХФА с наиболее опасным сопутствующим процессом — наводороживанием. Анализ химического состава и твердости металла удовлетворяет требованиям стандартов на данную сталь. Микроструктура исследуемого металла представляет собой мартенсит отпуска с наличием в поверхностных слоях обезуглероженного слоя до 0,158 мм. Результаты исследования показали, что преждевременное разрушение пружины обусловлено как технологической наследственностью, так и эксплуатационными факторами (контактом с рабочей средой, не предусмотренным проектом). Отмечены язвенные повреждения поверхности металла с проникновением в глубинные слои продуктов коррозии вследствие нарушения целостности покрытия пружины, что указывает на низкую стойкость стали 50ХФА к низкотемпературной сероводородной коррозии. Разрушение происходило преимущественно возле неметаллических включений по границам первичных аустенитных зерен, где дислоцируются наиболее крупные выделения карбидов хрома, а также по межфазным границам ориентированных пластинок карбидов.

**Ключевые слова:** сталь 50ХФА; пружина; предохранительный клапан; разрушение; излом; низкотемпературная сероводородная коррозия; растрескивание; механизм разрушения.

## ON THE REASONS FOR THE PREMATURE FAILURE OF SAFETY VALVE SPRINGS IN THE EQUIPMENT OF THE PRIMARY OIL REFINING

© **Mikhail A. Tupitsin\***, **Irina A. Trishkina**, **Ekaterina I. Storozheva**

Research, Design and Technological Institute of Oil Refining and Petrochemical Equipment, 98b, prosp. Lenina, Volgograd, 400078, Russia; \*e-mail: [matupicin@vnikti.rosneft.ru](mailto:matupicin@vnikti.rosneft.ru)

*Received November 22, 2022. Revised December 16, 2022. Accepted February 28, 2023.*

The reasons for the premature failure of a spring made of steel 50KhFA used in the safety valve of the column head part of the flare facility were analyzed. The failure of the spring occurred after 7 years of operation at a temperature below 90°C in a working environment of light oil products (sulfurous gasoline). Visual and measurement control, chemical analysis of the steel composition, energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) of metal in local areas, macro- and microstructural analysis, macro- and electron fractography, phase chemical and X-ray structural analysis, hardness and microhardness tests and reductive heat treatment were used in the research. The data on the characteristic external signs, typical micro damages, and the mechanism of destruction under low-temperature hydrogen sulfide corrosion of steel 50KhFA with hydrogenation, the most dangerous accompanying process, were gained in the study. According to the results obtained, the chemical composition and hardness of the spring metal meet the

requirements of the standards for steel 50KhFA. The microstructure of the studied metal is tempered martensite with a decarburized layer up to 0.158 mm in thickness present on the surface. The analysis of the results showed that the premature failure of the spring is attributed both to technological heredity and contact with the working environment unauthorized by the project. An ulcerative damage of the metal surface and penetrating of corrosion products into the depth of metal due to violation of the integrity of the spring coating were revealed, which indicates a low resistance of 50KhFA steel to low-temperature hydrogen sulfide corrosion. The failure occurs predominantly near non-metallic inclusions along the boundaries of primary austenitic grains, where the largest precipitates of chromium carbides are located, as well as along the interphase boundaries of oriented carbide plates.

**Keywords:** steel 50KhFA; spring; safety valve; failure; fracture; low-temperature hydrogen sulfide corrosion; cracking; failure mechanism.

## Введение

Бесперебойность работы оборудования нефтеперерабатывающей промышленности зависит от надежности предохранительных клапанов, важнейшей частью которых являются пружины.

Долговечность и безотказность пружин закладываются на этапе проектирования и должны обеспечиваться как технологией изготовления, качеством контроля, так и условиями эксплуатации [1, 2]. В процессе эксплуатации проводится диагностирование состояния предохранительного клапана и пружин в порядке и объемах, предусмотренных действующими нормативными документами, например, ИПКМ-05 «Порядок эксплуатации, ревизии и ремонта пружинных предохранительных клапанов, мембранных предохранительных устройств нефтеперерабатывающих и нефтехимических предприятий Минпромэнерго России».

Однако при эксплуатации предохранительных клапанов на нефтеперерабатывающих заводах отмечаются случаи преждевременного разрушения пружин. Вопросы повреждаемости пружин предохранительных клапанов в процессе эксплуатации нефтеперерабатывающих установок освещены в литературе в меньшей степени, чем вопросы повреждаемости оборудования и трубопроводов. Кроме того, в литературных источниках описаны в основном результаты фрактографических исследований металлов [3 – 10]. При этом практически отсутствует информация о применении других методов лабораторного исследования разрушенных пружин, являющихся не менее информативными. Поэтому разработка методики лабораторного исследования пружин предохранительных клапанов для установления причин преждевременного разрушения, а также рекомендаций по их безопасной эксплуатации для нефтеперерабатывающих систем представляет определенный научный интерес и имеет практическую значимость.

## Объект и методика исследования

Объект исследования — пружина предохранительного клапана СППК 4-150-16М, установ-

ленного на выходе из колонны в факельную систему одной из установок первичной переработки нефти. Пружина разрушилась после семи лет эксплуатации при проектном сроке службы не менее 30 лет и средней наработке на отказ 360 циклов. Рабочая температура клапана составляла менее 90 °С, а рабочая среда трубопровода представляла собой светлые нефтепродукты (сернистый бензин). Материал цилиндрической винтовой пружины сжатия исследованного предохранительного клапана — сталь 50ХФА, которая характеризуется высокими эксплуатационными свойствами — пределом упругости, пределом выносливости и релаксационной стойкостью.

Для установления причин разрушения пружины применяли классические методы исследования, современную аппаратуру, а также моделирование исходного структурно-механического состояния материала пружины до эксплуатации посредством восстановительной термической обработки. В процессе исследования проводили визуально-измерительный контроль, общий химический анализ состава стали, энергодисперсионный анализ металла в локальных областях, измерение твердости для определения качества термической обработки, микроструктурный анализ металла, макрофрактографию, электронную фрактографию, фазовый химический, фазовый рентгеноструктурный анализы, измерение микротвердости и восстановительную термическую обработку по режиму, рекомендуемому для пружин предохранительных клапанов в нормативно-технической документации СТ ЦКБА 030-2006 и литературных источниках [11]: закалка при  $860 \pm 10$  °С и средний отпуск при  $420 \pm 10$  °С.

Для металлографических исследований использовали комплекс программно-аппаратного анализа микроструктуры поверхности твердых тел на базе оптического микроскопа, а также сканирующего электронного микроскопа с идентификацией структурных составляющих, исследованием их морфологии и взаимной ориентации, определением наличия видоизмененных структур в поверхностных слоях и дефектов. Химический состав стали и карбидный анализ металла определяли аналитическими методами с приме-



**Рис. 1.** Фрагменты пружины после разрушения: *a* — общий вид; *б* — дефекты на витках

**Fig. 1.** Fragments of the spring after destruction: *a* — general view; *b* — defects on the turns

нением спектрофотометра, автоматического титратора, экспресс-анализатора на углерод. Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском аппарате. Микровердость измеряли на микротвердометре с нагрузкой 100 г. Помимо этого исследовали отложения, отобранные с поверхности пружины, методом энергодисперсионного анализа.

### Обсуждение результатов

Внешний вид фрагмента пружины с поверхностью разрушения представлен на рис. 1, *a*. Визуально-измерительный контроль показал со-

ответствие числа витков, наружного диаметра пружины, диаметра прутка и других размеров исходным параметрам пружины по спецификации завода-изготовителя. На поверхности пружины имелось защитное лакокрасочное покрытие с шелушением, вздутиями и отслаиванием, были видны боковые притертости, коррозионные отложения и очаги коррозии. В области очагов коррозии и вздутий располагались трещины и раковины (рис. 1, *б*). Дефекты, обнаруженные при внешнем осмотре пружин, в соответствии с п. 6.7.3 Инструкции ИПКМ-2005 считаются недопустимыми.

**Таблица 1.** Результаты анализа химического состава стали

**Table 1.** Data on the chemical composition of steel 50KhFA

| Материал                         | Массовая доля элементов, % |             |             |             |             |       |        |                |
|----------------------------------|----------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------|--------|----------------|
|                                  | C                          | Si          | Mn          | Cr          | V           | Ni    | S      | P              |
| Пружина                          | 0,56 ± 0,04*               | 0,30        | 0,475       | 0,93        | 0,200       | 0,120 | 0,012  | 0,026 ± 0,006* |
| Сталь 50ХФА<br>(ГОСТ 14959-2016) | 0,46 – 0,54 ± 0,01**       | 0,17 – 0,37 | 0,50 – 0,80 | 0,80 – 1,10 | 0,10 – 0,20 | ≤0,25 | ≤0,025 | ≤0,025         |

\* Погрешность метода определения элемента.

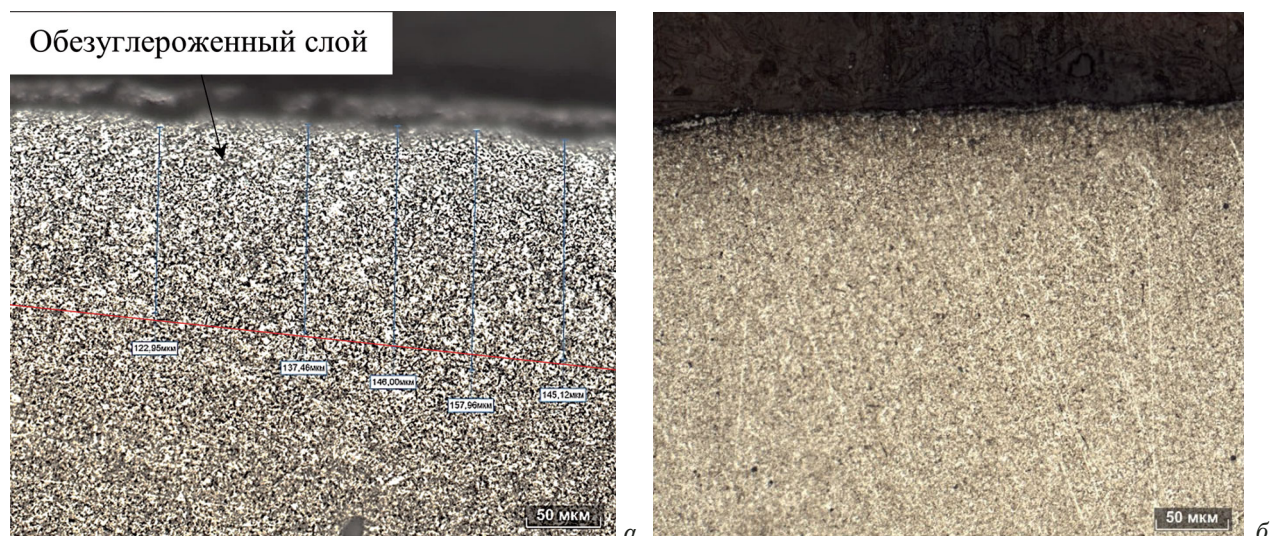
\*\* Допустимое отклонение содержания элемента по стандарту.

**Таблица 2.** Результаты измерения твердости стали

**Table 2.** The results of measuring the steel hardness

| Материал                                                                               | Твердость <i>HRC</i> |
|----------------------------------------------------------------------------------------|----------------------|
| Исследуемая пружина, исходное состояние в поперечном сечении                           | 46 – 47 (47)         |
| Исследуемая пружина, исходное состояние в продольном сечении                           | 44 – 47 (45)         |
| Исследуемая пружина после восстановительной термической обработки в поперечном сечении | 45 – 46 (46)         |
| Сталь 50ХФА (СТ ЦКБА 030-2006)                                                         | 44,0 – 51,5          |
| 50ХФА [11]                                                                             | 44 – 49              |

Примечание. В скобках указаны средние значения.



**Рис. 2.** Поверхность шлифа металла до термической обработки (а) и после термической обработки (б),  $\times 200$

**Fig. 2.** Decarburized metal surface layer before (a) and after (b) heat treatment,  $\times 200$

Химический состав материала пружины (табл. 1) соответствовал стали 50ХФА по ГОСТ 14959–2016.

Твердость стали, измеренная на микрошлифах до и после восстановительной термической обработки (табл. 2), удовлетворяла требованиям СТ ЦКБА 030-2006 и данным справочной литературы. Значения твердости указывали на качественно проведенную термическую обработку завода-изготовителя.

В макроструктуре металла не выявлено дефектов, предусмотренных ГОСТ 14959–2016.

Загрязненность определяли методом Ш по ГОСТ 1778–70 — неметаллические включения соответствовали оксидам точечным (2-й балл), сульфидам (1-й балл).

На поверхности витков пружины (по всему периметру окружности) наблюдалась зона обезуглероживания (рис. 2, а). Обезуглероженный слой имел глубину от 0,114 до 0,158 мм (погрешность измерения  $\pm 1$  мкм). Согласно ГОСТ 14959–2016 наличие обезуглероженного слоя не допускается для горячекатаных прутков со специальной отделкой поверхности, для остальных видов проката глубина обезуглероженного слоя не должна превышать величину, равную  $0,015d$ , где  $d$  — номинальный диаметр прутка (в данном случае 14 мм), т.е. 0,21 мм. Обезуглероженный слой мог сформироваться в процессе технологических операций при изготовлении пружины. На поверхности термообработанного шлифа обезуглероженного слоя не обнаружено (рис. 2, б) вследствие диффузионного перераспределения углерода по сечению.

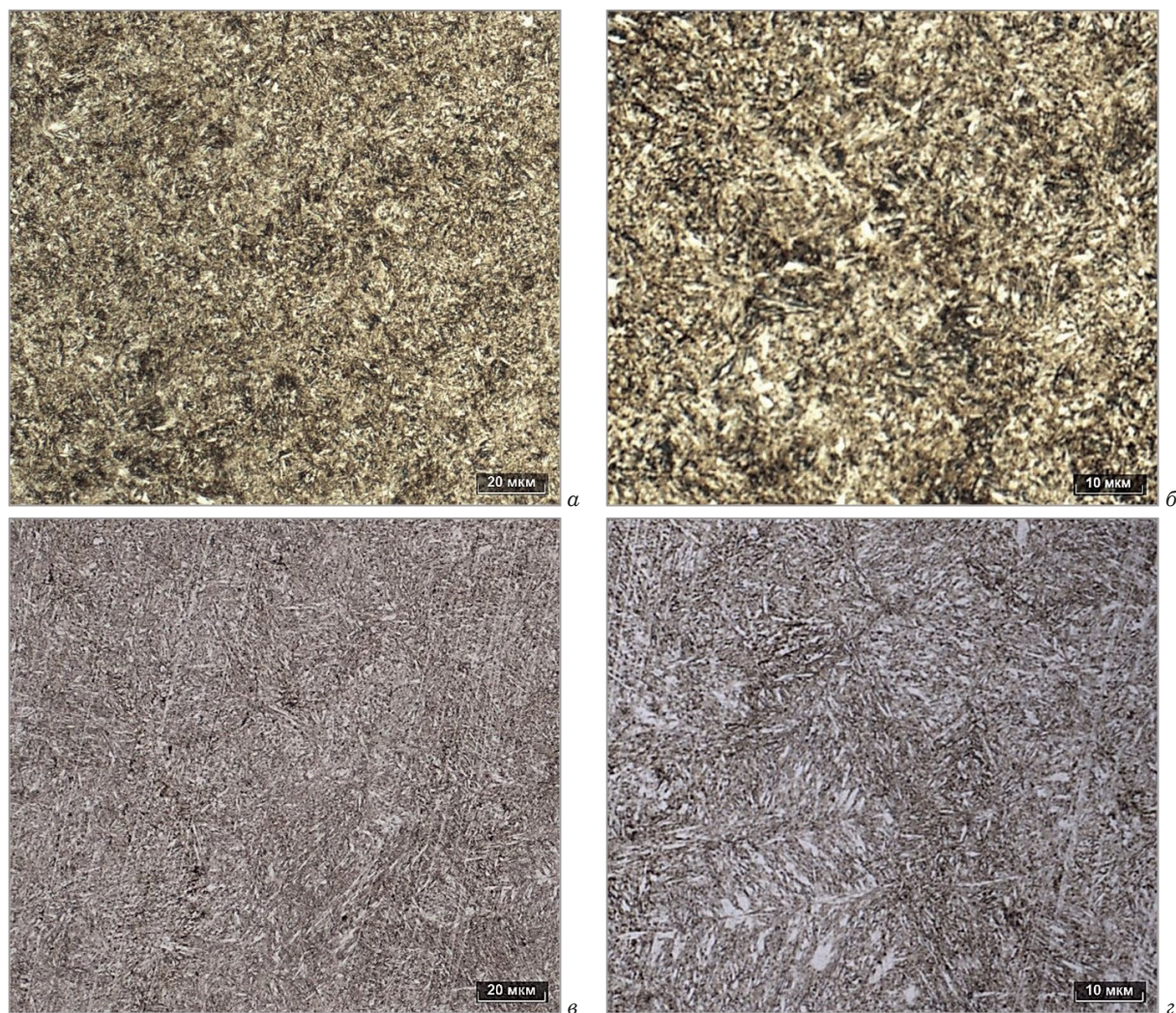
Микроструктура металла после эксплуатации и восстановительной термической обработки (рис. 3 и 4) представляет собой мартенсит отпус-

ка. Наблюдаемая форма карбидов в виде пластинок, характерных для пружинной стали после закалки и среднего отпуска, в отличие от скоагулированных карбидов после высокого отпуска указывает на высокие упругие свойства пружины.

Результаты фазового рентгеноструктурного анализа пружины (табл. 3) свидетельствуют о том, что основным типом карбидов в исследуемом металле являлся специальный карбид  $\text{Me}_7\text{C}_3 + \text{MeC}$ , в частности  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3 + \text{VC}$ , типичный для стали 50ХФА в состоянии после среднего отпуска и эксплуатации при 90 °С.

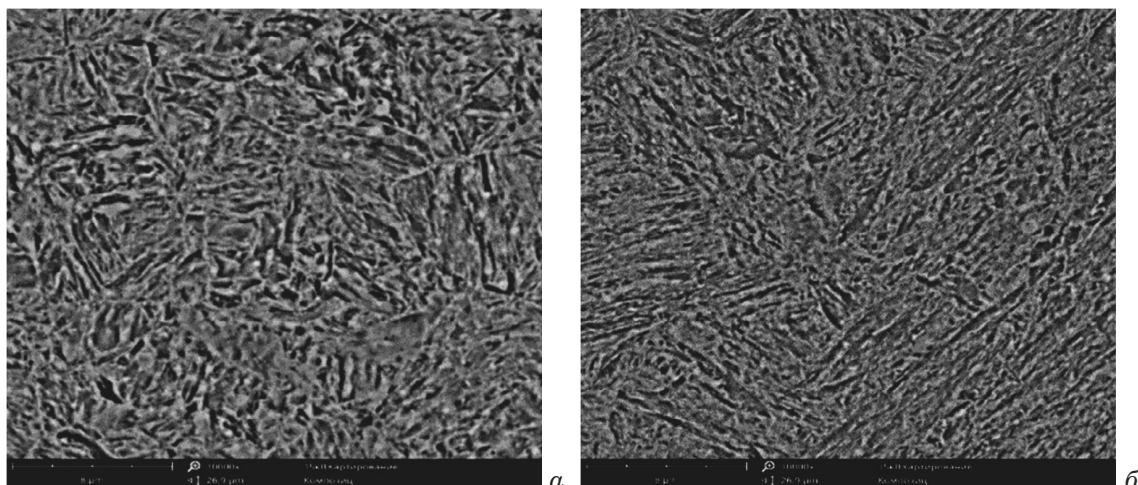
Фазовый химический анализ показал, что только 13 % хрома перешло в карбиды, а остальная часть осталась в твердом растворе и наряду с карбидным и дислокационным обеспечивает твердорастворный механизм упрочнения. Однако общее содержание хрома не может обеспечить коррозионную стойкость в рабочей среде рассматриваемого предохранительного клапана. Необходимо защита от попадания на поверхность пружины рабочей среды как качественным уплотнением разъемных соединений клапана, так и защитным покрытием, которое оказалось поврежденным.

Минимальные значения микротвердости металла, измеренной по сечению прутка, соответствовали зоне обезуглероженного слоя (табл. 4). Поскольку большинство упругих элементов работает в условиях кручения, когда максимальные напряжения приходятся именно на поверхностный слой, наличие мягкого обезуглероженного слоя способствовало повреждению поверхности под лакокрасочным покрытием и зарождению очага разрушения.



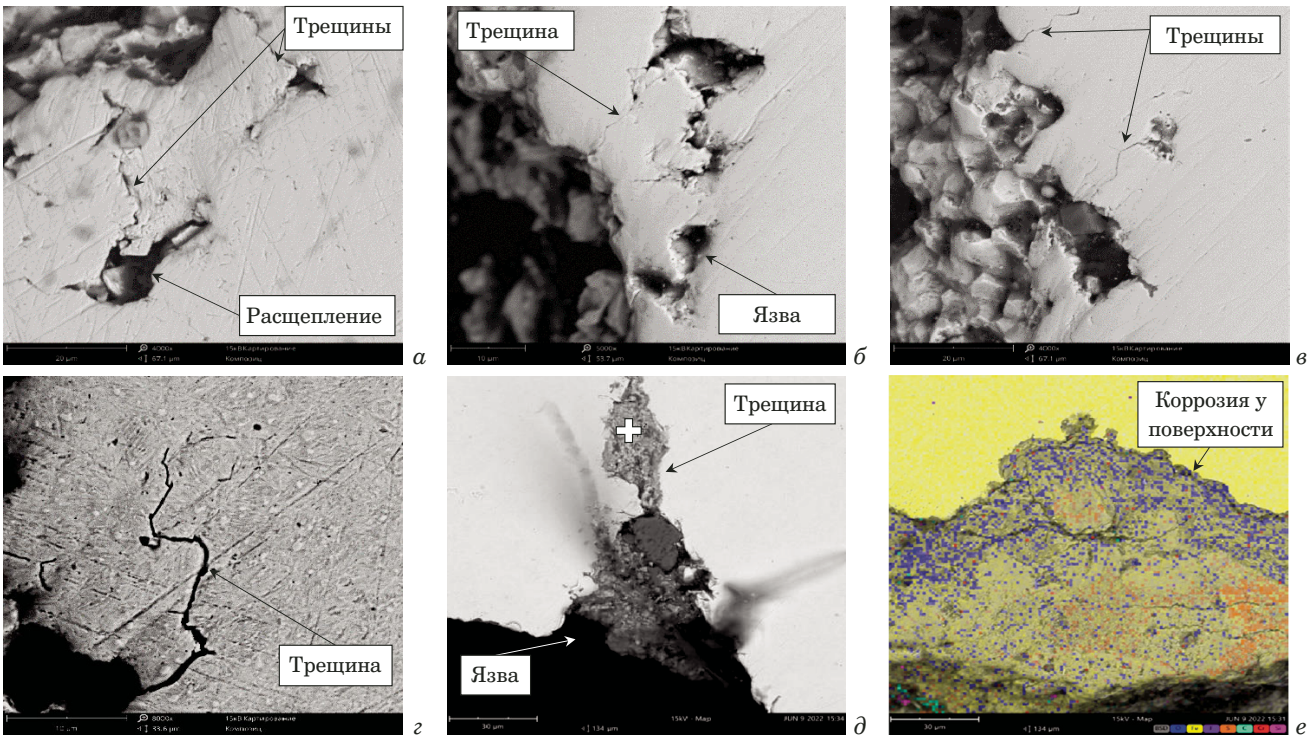
**Рис. 3.** Исходная микроструктура микрошлифа стали до (а, б) и после (в, г) термической обработки: а, в —  $\times 500$ ; б, г —  $\times 1000$

**Fig. 3.** The initial microstructure of the steel microsection before (a, b) and after heat treatment (c, d): a, c —  $\times 500$ ; b, d —  $\times 1000$



**Рис. 4.** Морфология карбидной фазы в стали,  $\times 10\,000$  (СЭМ-изображение): а — после эксплуатации; б — после восстановительной термической обработки (эксплуатация + закалка + отпуск)

**Fig. 4.** Morphology of the carbide phase in the steel,  $\times 10,000$ , SEM image: a — after service; b — after recovering heat treatment (operation + quenching + tempering)



**Рис. 5.** Дефекты металла пружины у очага разрушения: *а – в* — язвенные повреждения, микротрещины и полости (не травлено); *г* — трещины по границам зерен первичного аустенита (после травления); *д, е* — состав продуктов коррозии в трещинах

**Fig. 5.** Defects in the metal of the spring at the center of destruction: *a – c* — pitting corrosion, microcracks and cavities (prior to etching); *d* — cracks along the grain boundaries of primary austenite (after etching); *e, f* — composition of corrosion products in cracks; *g, h* — distribution of chemical elements in a metal damaged by corrosion

Исследование микроструктуры около очага излома показало наличие множественных поверхностных дефектов в виде язвенных повреждений, растрескиваний, расщеплений по неметаллическим включениям и проникших в глубинные слои металла продуктов коррозии (рис. 5, табл. 5). Микротрещины зарождались от коррозионных язв в местах повреждения защитного покрытия и распространялись преимущественно по границам зерен с образованием замкнутых

контуров и полостей, заполненных продуктами коррозии, от которых развивались новые микротрещины. Анализ химических элементов в микротрещинах и полостях свидетельствует о значительном содержании серы и кислорода, что указывает на протекание сероводородной коррозии. На рис. 5 показаны повреждения по элементам структуры и морфология трещин на шлифах после травления 4 %-ным раствором HNO<sub>3</sub>. Трещины распространяются не только по границам

**Таблица 3.** Результаты карбидного анализа

**Table 3.** Results of carbide analysis

| Материал | Содержание элементов, % масс. |       |       |       |                 |       | Относительное содержание<br>элемента в карбидах, % |    | Тип<br>карбидов                     |
|----------|-------------------------------|-------|-------|-------|-----------------|-------|----------------------------------------------------|----|-------------------------------------|
|          | Карбидный осадок              |       |       |       | Твердый раствор |       |                                                    |    |                                     |
|          | Fe                            | Cr    | V     | Σ     | Cr              | V     | Cr                                                 | V  |                                     |
| 50ХФА    | 1,43                          | 0,126 | 0,148 | 1,704 | 0,804           | 0,052 | 13                                                 | 74 | Me <sub>7</sub> C <sub>3</sub> + VC |

**Таблица 4.** Микротвердость металла HV<sub>0,1</sub>, измеренная на шлифе

**Table 4.** The microhardness HV<sub>0,1</sub> of metal measured on a microsection

| Края микрошлифа | Центральная часть микрошлифа | Обезуглерожженный слой микрошлифа |
|-----------------|------------------------------|-----------------------------------|
| 570 – 570 (570) | 570 – 570 (570)              | 351 – 351 (351)                   |

Примечание. В скобках указаны средние значения.

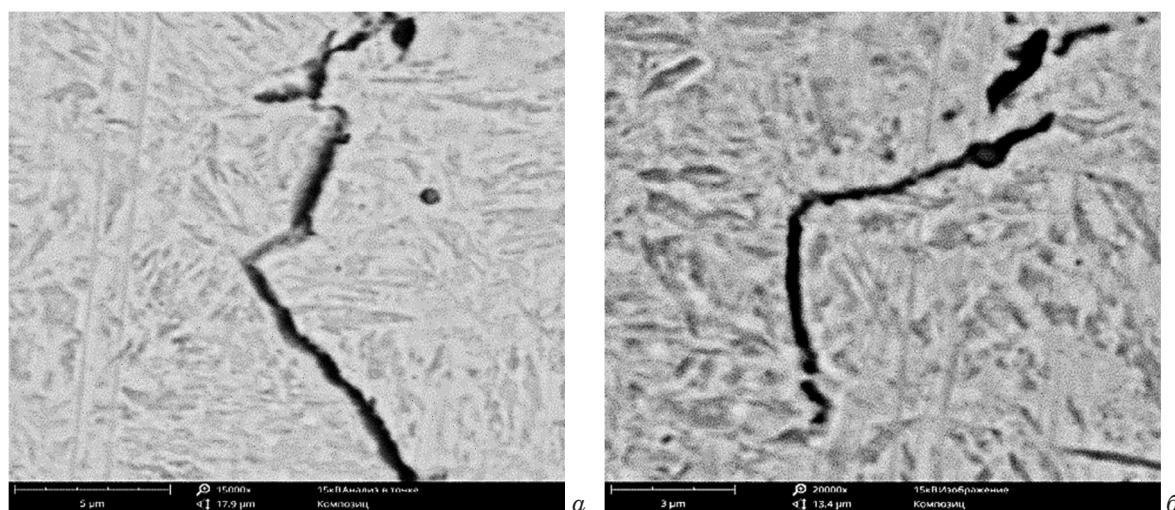


Рис. 6. Вид трещин после травления: а —  $\times 15\,000$ , б —  $\times 20\,000$

Fig. 6. Fracture after etching: а —  $\times 15,000$ , б —  $\times 20,000$

первичных аустенитных зерен, где дислоцированы наиболее крупные выделения карбидов, но и по межфазным границам ориентированных пластинок карбидов. Имеются также поры в матрице твердого раствора (рис. 6). Мельчайшие микропоры размером до 0,5 мкм в мартенсите (рис. 6, б) обнаружены и на шлифах, вырезанных вдали от поверхности пружины, что может быть связано с наличием водорода в стали, образующегося при протекании низкотемпературной сероводородной коррозии.

Фрактографическим исследованием установлено, что излом матовый, темно-серого цвета. Поверхность разрушения ориентирована под углом  $45^\circ$  к оси прутка и перпендикулярна направлению действия максимальных растягивающих напряжений при кручении, в центральной части имеется вогнутость, характерная для хрупких материалов [15]. Макрогеометрия излома свидетельствовала об образовании разрушения в процессе рабочих нагрузок. По макростроению излом пружины характеризовался следующими последовательными зонами: 1 — зона очага разрушения с гладким рельефом; 2 — зона рубцов, соответствующая развитию трещины; 3 — зона долома с менее шероховатыми участками (рис. 7). У очага, определяемого по сходимости рубцов и расположенного на наружной поверхности пружины между малым и большим радиусами витка, наблюдались потеря защитного покрытия, а также язвенные повреждения поверхности (см. рис. 7). Малый размер зоны очага, а также малое число кольцевых линий, соответствующих фронту продвижения трещины, свидетельствовали о высоких напряжениях.

Согласно электронно-фрактографическим исследованиям, в очаге излома, совпадающем с местом повреждения покрытия, присутствуют

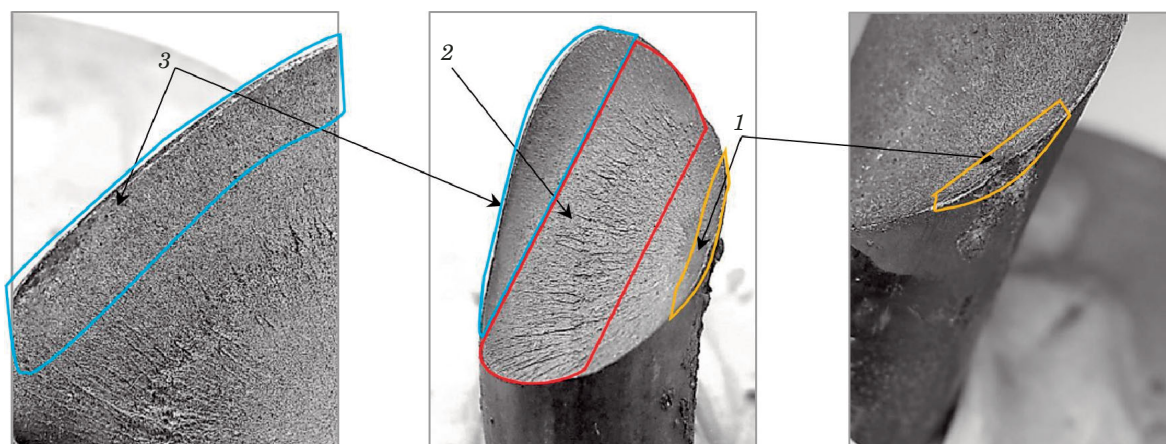
продукты коррозии, в обезуглероженном поверхностном слое наблюдаются отдельные участки с усталостными бороздками, имеются также раскрывшиеся полости-пузыри, пузыри с трещинами (рис. 8, а, ж), неметаллические включения, межзеренные фасетки и трещины, характерные для сероводородного коррозионного растрескивания (рис. 8, б, з). В зоне развития разрушения (рис. 8, в, г, и) можно видеть фасетки скола и квазискола, расщепления по неметаллическим включениям, а также поры, типичные для замедленного разрушения под воздействием водорода [4, 12, 14 – 16]. Поверхность разрушения в зоне рубцов образована фасетками межкристаллического разрушения с чередованием квазискола и отдельными участками ямочного рельефа. Долом также характеризуется фасетками межкристаллитного, танскристаллитного разрушения с участками ямочного рельефа (рис. 8, д, е, к).

С помощью энергодисперсионного анализа исследованы отложения, собранные с поверх-

Таблица 5. Химический состав сканируемых зон на рис. 5, д и е

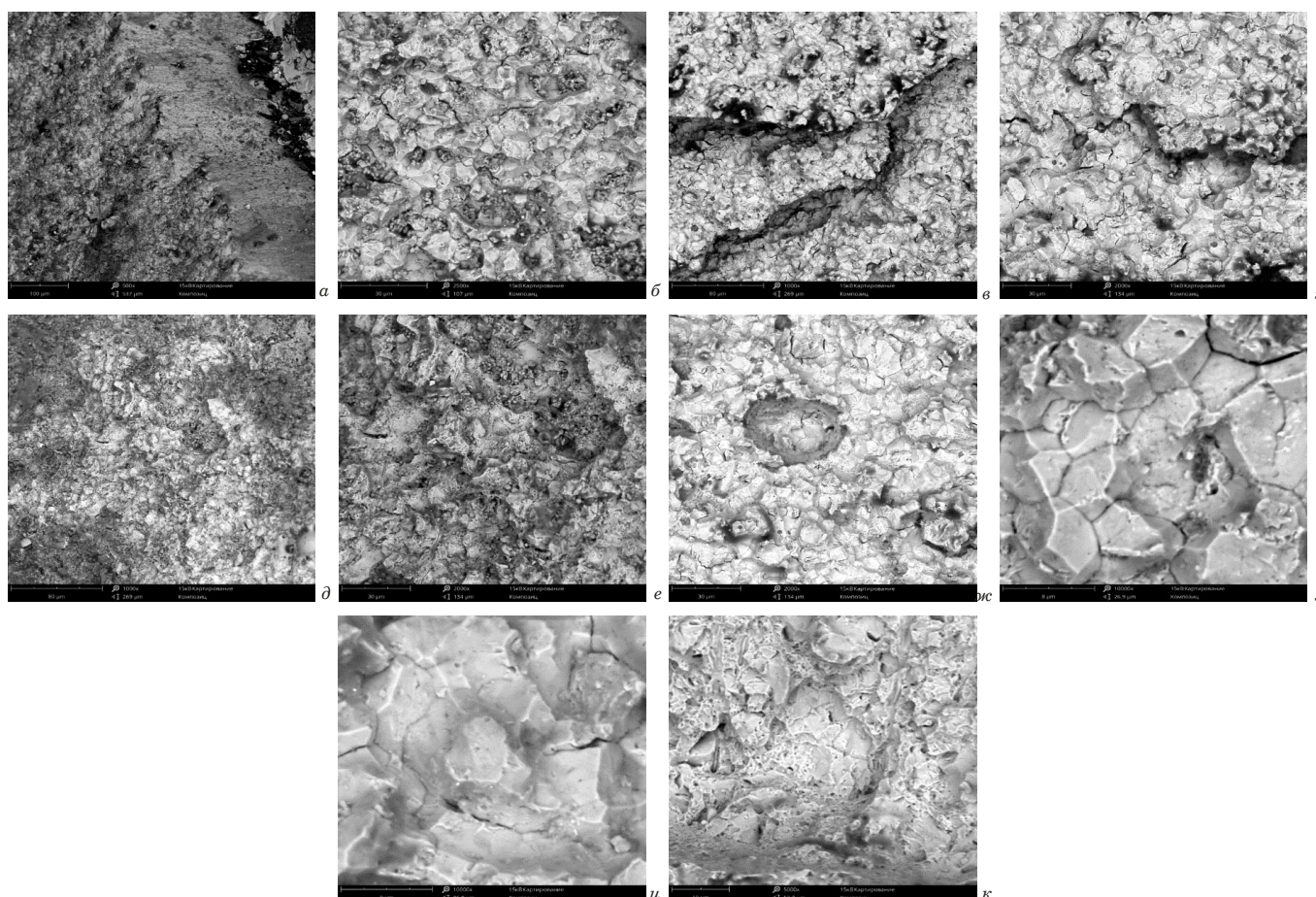
Table 5. Chemical composition of scanned areas on Fig. 5e and f

| Элемент | Рис. 5, д |         | Рис. 5, е |         |
|---------|-----------|---------|-----------|---------|
|         | % ат.     | % масс. | % ат.     | % масс. |
| Fe      | 38,15     | 61,34   | 60,44     | 76,66   |
| O       | 37,42     | 17,24   | 34,01     | 17,66   |
| S       | 18,90     | 17,45   | 4,22      | 4,39    |
| C       | 2,79      | 0,96    | 0,53      | 0,21    |
| Si      | 1,28      | 1,03    | —         | —       |
| Cr      | 0,84      | 1,26    | —         | —       |
| Ca      | 0,62      | 0,71    | 0,35      | 0,32    |



**Рис. 7.** Общий вид излома пружины: 1 — очаг разрушения; 2 — зона развития трещины; 3 — зона долома

**Fig. 7.** General view of the spring fracture: 1 — fracture nucleus; 2 — crack propagation zone; 3 — fast fracture zone

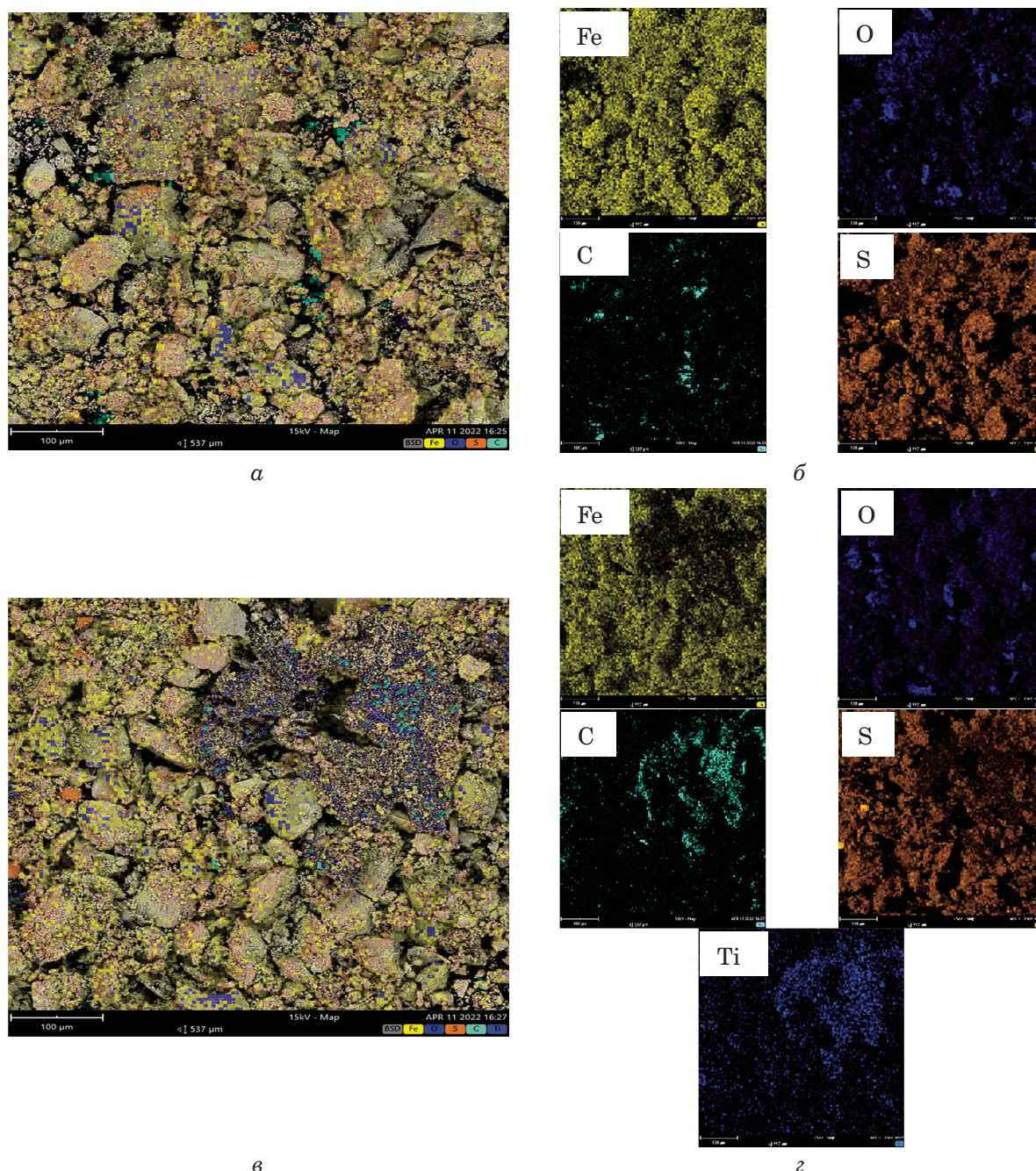


**Рис. 8.** Электронные фрактограммы поверхности разрушения пружины: а, б — очаг разрушения; в, г — развитие разрушения, зона рубцов; д, е — долом; ж — пузыри; з, и — межзеренные фасетки, фасетки скола, квазискола, расщепления, множественные трещины, поры; к — расщепления по сульфидам, ямки

**Fig. 8.** Electron fractograms of the fracture surface of the spring: а, б — fracture nucleus; в, г — development of the fracture, scarring zone; д, е — fast fracture zone; ж — bubbles; з, и — intergranular facets, cleavage facets, quasi-cleavage, splitting, multiple cracks, pores; к — splitting by sulfides, pits

ности пружины (рис. 9). Присутствие в отложениях железа и кислорода свидетельствует о том, что продукты коррозии состоят из окислов желе-

за, наличие серы говорит о серосодержащих соединениях — сульфидах железа, образованных воздействием присутствующего в среде сероводо-



**Рис. 9.** Результаты анализа отложений на поверхности металла (*а, в*) и данные энергодисперсионного анализа (*б, г*)

**Fig. 9.** Results of EDS study of corrosion deposits from the metal surface: *a, c* — analyzed surface; *b, d* — data of energy-dispersive analysis

рода. Титан, найденный в небольшом количестве, мог входить в состав пигмента защитного лакокрасочного покрытия.

Совокупность полученных результатов исследования позволила сделать вывод о том, что причиной разрушения пружины явилось сульфидное (водородное) коррозионное растрескивание высокопрочной стали. Наиболее опасным сопутствующим процессом низкотемпературной сероводородной коррозии является наводороживание стали, которое подтверждается наличием взду-

тий под отложениями. Такие вздутия — результат нахождения в полостях самого сероводорода или водорода, выделяющегося при реакции сероводорода с железом. Водород, диффундируя вглубь стали, скапливается в местах наличия дефектов кристаллической решетки и неметаллических включений, со временем образуя внутренние поры и вызывая развитие микротрещин, приводящих в конечном итоге к созданию значительных внутренних напряжений и охрупчиванию металла. Наличие влаги в среде значитель-

но ускоряет низкотемпературную сероводородную коррозию и наводороживание стали, ускоряя тем самым ее охрупчивание.

## Выводы

1. Установлено, что при низкотемпературной сероводородной коррозии стали 50ХФА на поверхности пружины образуются вздутия, язвенные повреждения с проникновением в глубинные слои продуктов коррозии. Происходит разрушение металла у неметаллических включений, растрескивание по границам первичных аустенитных зерен, где дислоцированы наиболее крупные выделения карбидов хрома, а также по межфазным границам ориентированных пластинок карбидов. Когда трещины образуют почти замкнутый контур, металл деформируется под давлением водорода с последующим образованием полостей, снижающих сопротивление эксплуатационным нагрузкам и приводящих к разрушению. В твердом растворе обнаружены микропоры размером до 0,5 мкм, не заживаемые восстановительной термической обработкой.

2. Результаты анализа отложений показали наличие сернистых соединений в продуктах коррозии на поверхности пружины, что может свидетельствовать о воздействии на нее сероводорода, находящегося в парах бензина, выходящего из колонны.

3. Преждевременное разрушение пружины предохранительного клапана обусловлено технологической наследственностью (системой легирования, не обеспечивающей коррозионную стойкость в среде сероводорода, формированием при изготовлении пружины под лакокрасочным покрытием мягкого и непрочного обезуглероженного слоя, снижающего предел выносливости, недостаточной защитой пружины от коррозии лакокрасочным покрытием) при контакте с рабочей средой, не предусмотренном проектом.

4. На основании проведенных исследований рекомендован комплекс мероприятий для повышения надежности и предотвращения разрушений пружин клапанов СППК, работающих в аналогичных условиях: проведение периодического визуально-измерительного контроля, магнитопорошковой или капиллярной дефектоскопии; наблюдение за состоянием уплотнительных поверхностей; необходимость замены пружины в случае выявления описанных повреждений лакокрасочного покрытия; обеспечение качества сборки клапана после ремонта и соосности установки деталей; применение защитных чехлов — сильфонов из стали типа 08Х18Н10Т либо более коррозионно-стойких для аналогичных пружин, не допускающих проникновения агрессивных агентов к поверхности пружины. Полученные

сведения о характерных внешних признаках, типичных микроповреждениях и механизме разрушения при низкотемпературной сероводородной коррозии стали 50ХФА с наиболее опасным сопутствующим процессом — наводороживанием могут быть использованы исследователями при диагностике разрушений пружин.

## ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. **Makaryants G. M.** Fatigue failure mechanisms of a pressure relief valve / *Journal of Loss Prevention in the Process Industries*. 2017. Vol. 48. P. 1 – 13. DOI: 10.1016/j.jlp.2017.03.025
2. **Kumar T. S. M., Adaveesh B.** Application of “8D methodology” for the root cause analysis and reduction of valve spring rejection in a valve spring manufacturing company: A case study / *Indian J. Sci. Technol.* 2017. Vol. 10. N 11. P. 1 – 11. DOI: 10.17485/ijst/2017/v10i11/106137
3. **Goritskiy V. M.** Analysis of the reasons for the destruction of safety valve springs / *Khim. Neft. Mashinost.* 1994. N 4. P. 27 – 29 [in Russian].
4. **Goritskiy V. M.** Metal diagnostics. — Moscow: Metallurgizdat, 2004. — 402 p. [in Russian].
5. **Engel L.** Scanning electron microscopy. Destruction: Reference Edition. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 232 p. [in Russian].
6. **Grigorenko V. B.** The use of fractographic analysis to determine the causes of destruction of products from medium carbon steels / *Tr. VIAM*. 2018. N 8. P. 98 – 111 [in Russian].
7. **Liu Bo-Chao, Yang Zhan-Guo.** Failure Analysis of shock Absorption spring is motorcycle / *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2016. N 16. P. 337 – 345. DOI: 10.1007/s11668-016-0112-3
8. **Das S., Taukdar S., Solanki V., Kumar A., Mukhopadhyay G.** Breakege of spring steel during manufacturing: A Metallurgical investigation / *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2020. N 20. P. 2462 – 1469. DOI: 10.1007/s11668-020-00993-9
9. **Xing X. Q., et al.** Effect of environment-assisted cracking on the premature fatigue failure of high-strength valve springs / *Engineering Failure Analysis*. 2021. Vol. 126. P. 105466. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105466
10. **Pal U., Mukhopadhyay G., Bhattacharya S.** Failure analysis of spring of hydraulic operated valve / *Engineering Failure Analysis*. 2019. Vol. 95. P. 191 – 198. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2018.09.013
11. **Sorokin B. G., Volosnikova A. V., Vyatkin S. A.** Grader of steel and alloys. — Moscow: Mashinostroyeniye, 1989. — 640 p. [in Russian].
12. **Tupitsin M. A. et al.** Study of the influence of structural heritage and operating conditions on the durability of safety valve springs from steel 50KHFA / *Materials Physics and Mechanics*. 2022. Vol. 48. N 2. P. 161 – 174. DOI: 10.18720/MPM.4848(2)2022 2
13. **Goldshstein M. I. et al.** Special steels. Second edition, revised and enlarged. — Moscow: MISIS, 1999. — 408 p. [in Russian].
14. **Gudremon E. A.** Special steels. Vol. 2. — Moscow: Metallurgiya, 1966. — 1274 p. [in Russian].
15. **Fellose J.** Fractography and atlas of fractograms. Directory. — Moscow: Metallurgiya, 1982. — 489 p. [Russian translation].
16. **Ren C. X. et al.** Enhanced bending fatigue resistance of a 50CrMnMoVNb spring steel with decarburized layer by surface spinning strengthening / *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 124. P. 277 – 287. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.014
17. **Grigorenko V. B., Morozova L. V.** Osobennosti razrusheniya metizov iz stali 30KhGSA / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2018. Vol. 84. N 5. P. 45 – 54. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-5-45-54