

УДК 620.194.23

## Коррозионная стойкость углеродистых и низколегированных сталей как функция их состава и структуры

**И.И. Реформатская**

*Академия государственной противопожарной службы МЧС России, Москва,  
129366, Россия, улица Бориса Галушкина, 4  
e-mail: [reformir@yandex.ru](mailto:reformir@yandex.ru)*

### Аннотация

Коррозия технических конструкционных материалов, в том числе сталей различных классов и марок, протекает по локальному механизму. В условиях эквипотенциальности поверхности корродирующего металла это объясняется различными скоростями растворения при одном и том же потенциале многочисленных фазовых составляющих, являющихся элементами структуры. При оценке скорости коррозии стали необходимо рассматривать совместное влияние структурного и структурно-фазового состава и учитывать его возможные изменения в процессе длительной эксплуатации.

**Ключевые слова:** *коррозия, углеродистая сталь, структура, неметаллические включения*

Поступила в редакцию 11.03.2024 г.; После доработки 13.03.2025 г.; Принята к публикации 13.03.2025 г.

doi: [10.61852/2949-3412-2025-3-1-97-104](https://doi.org/10.61852/2949-3412-2025-3-1-97-104)

Металлические конструкционные материалы, в том числе стали различных классов и марок, являются многокомпонентными системами. В их составе присутствует большое количество структурных и фазовых составляющих (зерна металла, дефекты структуры, избыточные фазы, неметаллические включения и др.), химический состав и морфология которых может изменяться как в ходе технологических процессов производства металла, так и при длительной эксплуатации. Вне зависимости от принадлежности конструкционного материала к определенному классу или марке и условий эксплуатации, характер коррозионного процесса, как правило, является локальным, но протекающим по различным механизмам.

Ранее было показано, что локальная коррозия протекает при условии эквипотенциальности корродирующей поверхности сложной морфологии [1–4]. Очаги локальной коррозии формируются вследствие образовавшегося в процессе эксплуатации металлической конструкции различий в агрессивности объемного раствора и раствора, сформированного в локальных очагах (местах выхода на поверхность неметаллических включений, избыточных фаз дисперсных

структурно-фазовых составляющих, металлургических дефектов, возникших в процессе коррозии щелях и кавернах) [5–9].

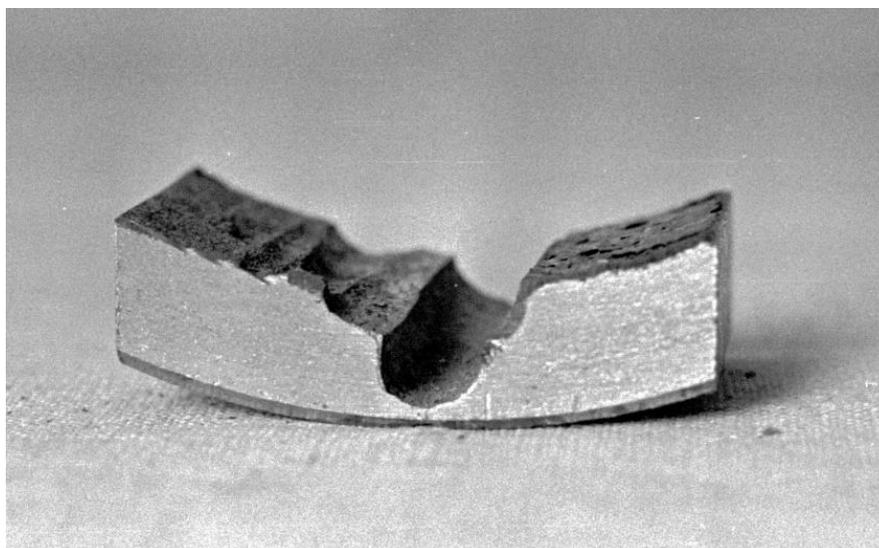
Например, если эксплуатационной средой конструкции из коммерческой углеродистой стали с феррито-перлитной структурой является слабоконцентрированная по хлориду близкая к нейтральной водная среда (питьевая или техническая вода), вследствие миграционных процессов концентрация аниона-активатора в локальных очагах вырастет в 100 раз при одновременном подкислении раствора до pH 3–4. В этом случае различие скоростей растворения феррита в объеме раствора и локальном очаге составит 10 раз. В условиях свободной коррозии (потенциал свободной коррозии  $E_{кор} = -0,4$  В (с.в.э.)) скорости растворения основных структурных составляющих указанных сталей – феррита и цементита, составляют соответственно 1 и 0,1 мм/год. Разница в скорости продвижения фронта коррозии в глубь металла на различных фазовых составляющих окажется равной 0,9 мм/год. Через 10 лет после начала эксплуатации глубина коррозионных язв составит не менее 9 мм. Это подтверждается эксплуатационными данными, согласно которым скорость локальной коррозии конструкций из углеродистых сталей в ряде случаев превышает 4–5 мм/год [10–12]. Диаметр коррозионных язв и морфология прокорродировавшей поверхности будет определяться соотношением размера структурно-фазовых составляющих.

При регулярной фазовой гетерогенности прокорродировавшая поверхность не будет иметь остро локализованных участков. Чем меньше степень регулярности, тем более вероятным станет остро локализованный характер коррозионного процесса. В том случае, если фазовая составляющая с более высокой скоростью растворения будет обрамлять зерна труднорастворимой фазы, образуя в определенном объеме металла непрерывную сетку, характер растворения стали будет напоминать межкристаллитную коррозию, сопровождающуюся выпадением отдельных зерен, теряющих связь с основным металлом. В этом случае скорость продвижения фронта коррозии в глубь металла будет выше рассчитанной из электрохимических экспериментов.

Если эксплуатационная среда достаточно концентрированная и кислая (pH 3–4), то растворение будет близко к равномерному, поскольку подкисление раствора за счет гидролиза ионов железа не превышает именно таких величин, то есть скорость растворения металла на поверхности и в зазоре будет различаться незначительно. Низкие скорости развития язвенной коррозии будут соответствовать активно растворяющемуся металлу с достаточно отрицательным значением  $E_{кор}$  (условия электрохимической – катодной или гальванической защиты, или обескислороженная среда). В рассматриваемом случае  $E_{кор}$  металла настолько отрицателен, что даже при сохраняющемся многократном различии скоростей растворения фазовых составляющих их абсолютные значения столь низки, что в течение реального срока эксплуатации конструкций (не более нескольких десятилетий) не произойдет развития видимых коррозионных язв. Продвижение фронта коррозии на участках поверхности металла с

одновременным выходом и феррита, и перлита будет слишком мало. Подобная картина наблюдалась на участках внутренней поверхности водовода длиной более 1000 км, при концентрации кислорода в воде  $<0,1$  мг/л [12, 13].

В том случае, когда углеродистые или низколегированные стали подвергаются коррозионной эрозии (рисунок), в раствор выходит ювенильный металл, на поверхности которого отсутствуют какие-либо адсорбированные частицы. При условии эквипотенциальности поверхности скорость активного растворения ювенильного металла на 3–5 порядков величины выше, чем скорость активного растворения металла, в течение длительного времени находившегося в контакте с раствором и пришедшего в состояние равновесия, то есть и успевшего адсорбировать определенное количество молекул воды [14–16].



**Рисунок.** Коррозионная эрозия внутренней поверхности промышленного нефтегазопровода.

Таким образом, причиной эрозионной коррозии также является различие скоростей растворения различных участков металла, корродирующего в условиях эквипотенциальности.

Примером сильного влияния структурного и структурно-фазового состава сталей на их коррозионную стойкость являются данные таблицы. Даже такой малоинформативный показатель как скорость общей коррозии ( $E_{\text{кор}}$  в области активного растворения) для доэвтектоидных (низкоуглеродистых) сталей различается в несколько раз при изменении структуры металла и выделении в ней неметаллических включений.

Оценивать коррозионную стойкость сталей исключительно на основе данных о количестве и природе неметаллических включений (НВ) или о структурном составе металла не вполне корректно. Например, при одинаковой структуре стали скорость ее общей коррозии тем выше, чем больше в ней плотность НВ (№1 и №2 по таблице). Однако одинаковая скорость коррозии может соответствовать и сталям с различающейся структурой и количеством НВ. Так, при различной структуре и количестве НВ скорость общей коррозии сталей (№8 и №9 по

таблице) одинакова. В то же время, наиболее коррозионно-активными НВ для углеродистых и низколегированных сталей оказываются многокомпонентные включения с преобладанием сульфида кальция в составе.

**Таблица.** Коррозия углеродистой стали 20 после лабораторных испытаний (90 сут.) в модельной пластовой воде состава 0,17 М NaCl + 0,13 М KCl + 0,0008 М Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,008 М NaHCO<sub>3</sub> (естественная аэрация, ~20°C, pH 8,5)

№ п/п	Структурные составляющие*	Неметаллические включения		Результаты коррозионных испытаний	
		Тип	Плотность, мм <sup>-2</sup>	K <sub>корр</sub> , г/м <sup>2</sup> сут	Характер коррозии
1	Ф + СП	(Ca, Mg, Mn)S	3	4,87	Глубокие ЛП*
2	Ф + СП	(Ca, Mg, Mn)S	2	4,53	Глубокие ЛП*
3	Ф + СП	(Ca, Mg, Mn)S комплексные оксиды	1 11	3,89	Глубокие ЛП*
4	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	(Ca, Mg, Mn)S	1	3,46	Глубокие ЛП*
5	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	не обнаружено (Ca, Mg, Mn)S	0 1	3,30	Глубокие ЛП*
6	Ф + СП	комплексные оксиды	0	2,99	Глубокие ЛП*
7	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	отсутствуют	0	2,74	Глубокие ЛП*
8	Ф	(Ca, Mg, Mn)S	5	2,47	Глубокие ЛП*
9	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	(Ca, Mg, Mn)S	1	2,45	Глубокие ЛП*
10	Ф + СП (полосчатость)	не обнаружено	0	2,08	Глубокие ЛП*
11	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	не обнаружено	0	1,64	ЛП**
12	Ф + СП	MnS	2	1,80	ЛП**
13	Ф + СП + Ц <sub>сф</sub> (по гр.зерен)	MnS	1	1,63	ЛП**
14	Ф + СП	MnS	1	1,45	ЛП**
15	Ф + СП	не обнаружено	0	1,08	КРР***
16	Ф	не обнаружено	0	0,75	КРР***

\* – Глубокие локальные коррозионные поражения (150–200 мкм).

\*\* – Локальные коррозионные поражения (~20 мкм).

\*\*\* – Квазиравномерное растворение.

\*\*\*\* – Ф – феррит; Ц – цементит; Ц<sub>сф</sub> – сферический цементит; П – перлит; СП – сорбитообразный перлит; по гр.зерен – по границам зерен.

Коррозионная активность включений с преобладанием оксидной фазы существенно ниже, чем НВ с преобладанием сульфидной составляющей. При одинаковой структуре стали и количестве в ней сульфидов кальция – (Ca,Mg,Mn)S, увеличение скорости коррозии будет происходить при дополнительном выделении сложных оксидных включений (№3 и №6 по таблице). Даже при отсутствии в сталях НВ скорость общей коррозии может быть высока при наличии цементита на границах зерен (№5 по таблице).

В ходе эксплуатации углеродистых сталей в условиях повышенных температур возможно снижение первоначально удовлетворительной коррозионной стойкости металла вследствие переформирования фаз перлитного типа. Вследствие протекания диффузионных процессов даже с невысокой скоростью процесс переформирования фаз перлитного типа возможен и в случае многолетней эксплуатации металла в области не слишком высоких температур (~100–300°C). При этом количество и химический состав НВ будет оставаться неизменным.

Абсолютные значения скорости общей коррозии и их взаимное расположение для сталей различного структурного и структурно-фазового состава будет зависеть от условий эксплуатации металла (химического состава эксплуатационной среды, ее температуры, скорости движения и других параметров), но общие тенденции сохранятся.

## Выводы

При оценке скорости коррозии углеродистой стали (например, стали 20), необходимо рассматривать совместное влияние структурного и структурно-фазового состава. Поскольку предотвратить образование НВ в структуре металла или удалить их путем дополнительных термических обработок и переделов не представляется возможным, повысить коррозионную стойкость сталей при наличии в них НВ можно путем дополнительных термических обработок, стабилизирующих структуру, например, способствующих переводу пластинчатых форм перлита в сферическую, удалению цементита с границ зерен, устранение полосчатости структуры.

## Литература

1. И.И. Реформатская, Локальная коррозия металлов в условиях эквипотенциальности поверхности, *Всероссийская конференция «Современные проблемы коррозионно-электрохимической науки», посвященная 100-летию со дня рождения академика Я.М. Колотыркина (мемориал Я.М. Колотыркина. Пятая сессия.)*, Москва, 18–22 октября 2010, Сборник докладов и тезисов, том 1, 201–213.

2. И.И. Реформатская, Причины локальной коррозии гетерогенных металлов в условиях эквипотенциальности поверхности, *Международная конференция памяти Г.В. Акимова «Фундаментальные аспекты коррозионного материаловедения и защиты металлов от коррозии»*. 18–20 мая 2011, Москва, Тезисы докладов, 67
3. И.И. Реформатская, А.Н. Подобаев, И.И. Ащеулова, О.Ю. Артамонов, Д.С. Шишлов и А.Е. Афонькин, Локальная коррозия металлов в условиях эквипотенциальности поверхности, *Практика противокоррозионной защиты*, 2011, **61**, 3, 55–62.
4. И.И. Реформатская, Ю.А. Бейлин и Л.А. Нисельсон, Роль фазовой гетерогенности углеродистых и низколегированных сталей в процессе их локальной коррозии, *Всероссийская конференция по коррозии и электрохимии – Мемориал Я.М. Колотыркина. 4-я сессия. Труды*. М.: НИФХИ им. Л.Я. Карпова. 2003, 164–177.
5. И.И. Реформатская и Л.И. Фрейман, Образование сульфидных включений в структуре сталей и их роль в процессах локальной коррозии, *Защита металлов*, 2002, **37**, № 5, 511–516.
6. Г.М. Флорианович и И.И. Реформатская, Роль фаз перлитного типа в углеродистой стали в процессе ее локальной коррозии, *Вестник Тамбовского университета*, 1999, **4**, 2, 131–132.
7. И.И. Реформатская, В.В. Завьялов, А.Н. Подобаев, И.И. Ащеулова и А.Н. Сульженко, Влияние структурно-фазовых неоднородностей углеродистых и низколегированных трубных сталей на развитие локальных коррозионных процессов, *Защита металлов*, 1999, **35**, 5, 472–480.
8. И.И. Реформатская и А.Н. Сульженко, Влияние химического и фазового состава железа на его питтингостойкость и пассивируемость, *Защита металлов*, 1998, **34**, 5, 503–506.
9. И.И. Реформатская, И.Г. Родионова, А.Н. Подобаев, Ю.А. Бейлин, Л.А. Нисельсон и И.Р. Бегишев, Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей, *Защита металлов*, 2004, **40**, 5, 498–504.
10. Н.П. Глазов, Проблемы противокоррозионной защиты стальных трубопроводов, *Труды всероссийской конференции «Современные проблемы коррозионно-электрохимической науки», посвященной 100-летию со дня рождения академика Я.М. Колотыркина (мемориал Я.М. Колотыркина. Пятая сессия)*, Москва. 8–22 октября 2010, **1**, 58–64.
11. В.В. Завьялов, Проблемы антикоррозионной защиты нефтепромышленного оборудования и трубопроводов на месторождениях Западной Сибири», АО «НижевартовскНИПИнефть» Самара, 2018
12. И.И. Реформатская, И.Р. Бегишев, И.И. Ащеулова и А.Н. Подобаев, Азотная защита как противокоррозионное и противопожарное мероприятие при эксплуатации резервуаров с сернистой нефтью, *Химическое и нефтегазовое машиностроение*, 2020, **7**, 29–32.

- 
13. И.И. Реформатская, И.И. Ащеулова, Г.А. Ивлева и др., Водовод Астрахань-Мангышлак: Коррозионное состояние внутренней поверхности и способы ее противокоррозионной защиты. Часть II. Коррозионная стойкость металла, *Защита металлов*, 2003, **39**, 1, 5–9.
  14. Г.А. Ивлева, К.Х. Тастанов, Т.С. Таубалдиев др., Техническое состояние водовода Астрахань-Мангышлак: Астрахань-Мангышлак и качество транспортируемой воды, *Водоснабжение и санитарная техника*, 2002, **6**, 16–20.
  15. А.Н. Подобаев, И.И. Реформатская и О.В. Кривохвостова, Природа начальных стадий пассивации железа в кислых сульфатных растворах, *Защита металлов*, 2000, **36**, 4, 352–360.
  16. А.Ю. Алексанян, А.Н. Подобаев и И.И. Реформатская, Первая стадия анодного растворения железа в нейтральных и близких к нейтральным средах, *Практика противокоррозионной защиты*, 2007, **43**, 1, 34–37.
  17. А.Ю. Алексанян, А.Н. Подобаев и И.И. Реформатская, Стационарное анодное растворение железа в нейтральных и близких к нейтральным средах, *Защита металлов*, 2007, **43**, 1, 71–74.

---

## Corrosion resistance of carbon and low-alloy steels as a function of their composition and structure

**I.I. Reformatskaya**

*Academy of the State Fire Service Emercom of Russia, 4 Boris Galushkin Street, Moscow, 129366, Russia*

*e-mail: [reformir@yandex.ru](mailto:reformir@yandex.ru)*

### **Abstract**

Corrosion of technical materials, including steels of various grades and grades, proceeds by a local mechanism. Under the conditions of the equipotential surface of the corroding metal, this is explained by the different rates of dissolution at the same potential of numerous phase components that are elements of the structure. When assessing the rate of corrosion of steel, it is necessary to consider the combined influence of structural and structural-phase composition and take into account its possible changes during long-term operation.

**Keywords:** *corrosion, carbon steel, structure, nonmetallic inclusions*