

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕПЛО- И ХЛАДОТЕХНИКИ

УДК 669.017

### РОЛЬ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В СНИЖЕНИИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТРУБОПРОВОДОВ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

#### Сообщение 7. Влияние межкристаллитной коррозии на работоспособность сварных соединений в условиях длительного срока службы

Б. С. Ермаков, С. О. Маликов, А. В. Васильев

Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных и пищевых технологий ■

В процессе эксплуатации большая часть промышленного оборудования подвергается коррозионному воздействию, нередко приводящему к катастрофам и преждевременному выходу установок и целых комплексов из строя. Так, в энергетическом машиностроении на долю самого опасного вида коррозии — межкристаллитной коррозии (МКК) и других коррозионных процессов, развивающихся по измененным в ходе эксплуатации границам зерен материалов, приходится более 40 % всех повреждений. Не меньшие потери несет ядерная, химическая, нефтехимическая и газоперерабатывающая отрасли промышленности. Все эти отрасли объединены родственными производственными процессами — переработкой и сжиганием газообразного сырья или топлива, а также в них широко используются низкотемпературные технологии [1–3].

Причины коррозионных повреждений и пути повышения стойкости сплавов против МКК широко исследуются на примерах оборудования, эксплуатируемого при повышенных температурах (например, см. [4–7]), а криогенные системы, эксплуатируемые при низких температурах, пока не привлекли должного внимания исследователей. Однако технологические разогревы низкотемпературного оборудования, изготовленного из аустенитных хромоникелевых сталей, которые, как известно, склонны к МКК, и агрессивные составляющие, возникающие при хранении и переработке природных газов (сырья для получения криопродуктов), позволяют предположить, что процессы, связанные с МКК, должны иметь место и в оборудовании криогенной техники.

В настоящее время в эксплуатации находится значительное количество оборудования низкотемпературной и криогенной техники, изготовленного из коррозионностойких хромоникелевых сталей аустенитного класса, в основном сталей типа (08-12)X18H(10-12)T. В соответствии с прочностными расчетами ресурс значительного числа трубопроводов, аппаратов и сосудов близок к предельно допустимому или превышает его. Массовая

замена этого оборудования финансово и технически невозможна, поэтому в ходе технического диагностирования и экспертизы промышленной безопасности таких объектов, проводимых с целью уточнения их остаточного (т. е. за пределами расчетного) срока безопасной эксплуатации, необходимо тщательно контролировать зоны, в которых вероятно появление коррозионных повреждений.

Образование таких коррозионных повреждений подтверждается рядом прямых исследований оборудования криогенных систем, в частности, криогенных трубопроводов [8], причем наиболее велика вероятность их появления в зонах, прилегающих к сварным соединениям конструкций. Это связано с измененным состоянием материалов в зоне термического влияния (ЗТВ) монтажных сварных соединений: увеличением размеров зерен в областях перегрева от зоны сплавления до 1100 °С, возникновением зернограницных карбидных включений в области 600–700 °С. Эти участки ЗТВ являются потенциально опасными с точки зрения потери стойкости против МКК и других видов коррозии. Кроме структурных особенностей ЗТВ, снижающих сопротивляемость материала к коррозионным повреждениям, монтажные швы являются зонами пониженной точности выполнения сварочных работ. Это приводит к возникновению неучитываемых в прочностных расчетах сварочных деформаций и напряжений, а также участков повышенной дефектности макроструктуры металла. Отклонения при сборке от геометрической схемы конструкции, принятой при прочностных расчетах, могут изменять характер действия рабочих нагрузок и приводить к возникновению дополнительных напряжений, в первую очередь, в зоне монтажных сварных соединений.

Таким образом, анализ структурных изменений и остаточных сварочных напряжений, возникающих в зонах монтажных сварных соединений, наряду с коррозионной агрессивностью рабочей среды, термоциклическим воздействием на материал конструкции и т. п., позволяет отнести эти

процессы к факторам риска низкотемпературных конструкций, а развитие коррозионных дефектов в местах монтажных сварных соединений считать наиболее вероятным [8–10].

В наших предыдущих работах на основании анализа результатов контроля технического диагностирования ряда низкотемпературных систем было показано, что наиболее вероятными местами развития дефектов МКК являются так называемые застойные зоны, возникающие, например, в крутозагнутых гибах трубопроводов. То есть следы коррозионного воздействия среды, протекающего по механизму зернограничного разъедания, следует, в первую очередь, искать на внутренней поверхности труб, подвергающихся в ходе технологического разогрева криогенного оборудования нагреву до температур порядка 500–700 °С в местах, прилегающих к переходам от ггиба к прямому участку трубы.

Таким образом, вопросы коррозионной стойкости основного металла и вопросы прогнозирования остаточного ресурса основного металла криогенного оборудования в условиях коррозионного воздействия среды к настоящему времени проанализированы достаточно полно (см., например, [8; 10]). Также хорошо освещены вопросы коррозионной стойкости металла двухфазных сварных швов конструкций, изготовленных из аустенитных хромоникелевых сталей [6]. В то же время данные по коррозионной стойкости зон термического влияния сварных соединений недостаточны и не позволяют получить обобщенную картину развития коррозионных дефектов в этих участках металла.

В этой работе было исследовано влияние сварочных нагревов различной интенсивности на коррозионную стойкость стали 12Х18Н12Т. Содержание никеля в стали составляло 12,8 %. Для проведения исследований были изготовлены пластины из листовой стали 12Х18Н12Т, заранее аустениitized по режиму — 1050 °С, вы-

держка 1 ч, охлаждение в воде. Толщина пластин составляла 3 мм, остальные размеры выбирались в соответствии с требованиями ГОСТ 6032–79 к образцам, испытываемым на стойкость к МКК по методу АМУ. После изготовления и аустенизации образцы подвергали высокоскоростному термическому воздействию с помощью ТВЧ, имитирующему термическое воздействие от операции сварки. Температуры воздействия колебались от 1400 °С до 200 °С с шагом изменения температуры в 100 °С.

На рис. 1–5 приведены температурно-временные зависимости (кривые Ролассона), указывающие на изменение стойкости против МКК различных зон ЗТВ, испытанных по методу АМУ.

Установлено, что минимальное время до возникновения в стали коррозионного дефекта ( $\tau_{\text{крит}}$ ) слабо зависит от интенсивности сварочного нагрева, хотя определенные закономерности удалось установить в ходе проведения эксперимента.

Так, минимальное время до образования коррозионного дефекта ( $\tau_{\text{крит}})_{\text{min}}$  было получено при испытании образцов, предварительно нагретых до 1400–1200 °С, что связано с резким ростом зерна в участке перегрева ЗТВ в процессе сварки и сопутствующим этому процессу перераспределением примесных элементов, концентрация которых в единице площади границ значительно повышается. Это можно объяснить тем, что при укрупнении зерен суммарная площадь границ уменьшается и происходит перераспределение примеси внутри двухмерного зернограничного твердого раствора. В таблице приведены данные об изменении концентрации углерода и фосфора в границах зерен различных участков ЗТВ. Следует подчеркнуть, что последующие нагревы образцов при испытаниях по методу АМУ в значительной степени нивелируют это влияние, уменьшая различия в коррозионной стойкости различных участков ЗТВ (рис. 1–5).

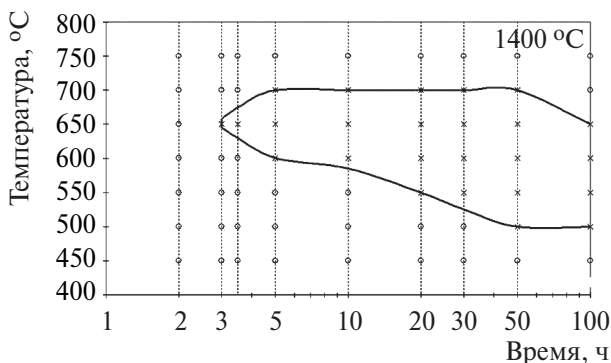


Рис. 1. Кривая Ролассона для зоны 1 (температура воздействия 1400 °С)

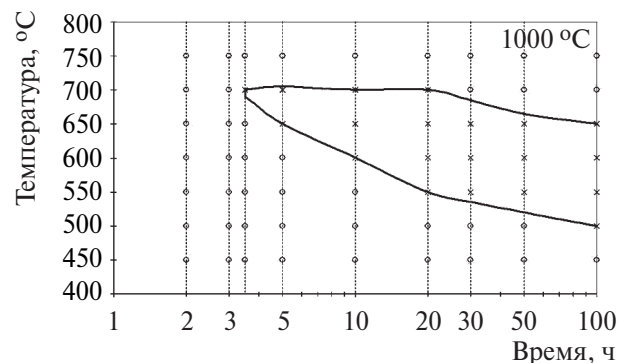


Рис. 2. Кривая Ролассона для зоны 2 (температура воздействия 1000 °С)

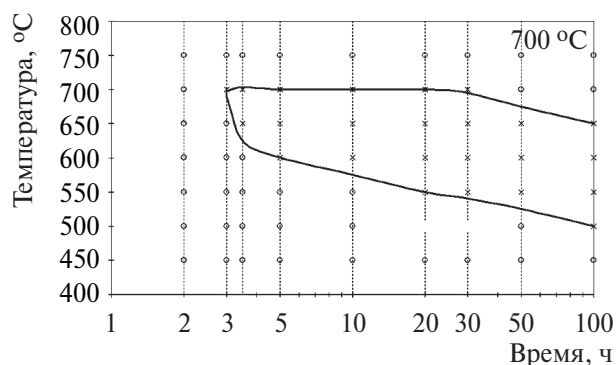


Рис. 3. Кривая Ролассона для зоны 3 (температура воздействия 700 °C)

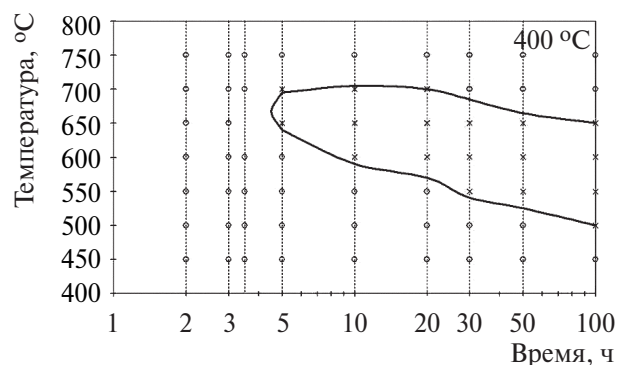


Рис. 4. Кривая Ролассона для зоны 4 (температура воздействия 400 °C)

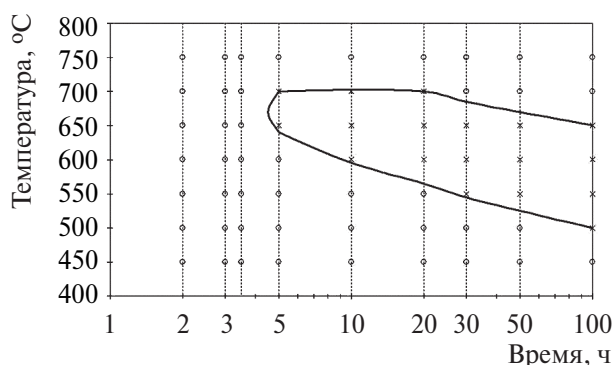


Рис. 5. Кривая Ролассона для основного металла

Анализ зернограницного твердого раствора для определения в нем концентрации примесных элементов был проведен методом эмиссионного спектрального микроанализа на установке ЭСМА-1 [11; 12]. Глубина анализируемого слоя составляла 1000 нм. Границы зерен были вскрыты методом химического растравливания границ, т. е. после кипячения в растворе, применяемом для испытаний по методу АМУ (без предварительных нагревов). Это, безусловно, могло сказаться на точности полученных результатов, приведенных в таблице, но зато позволяет проследить тенденции перераспределения этих элементов.

Анализ данных, приведенных на рис. 1–5 и в таблице, позволяет сделать вывод о том, что интенсивность сварочного нагрева слабо влияет на последующую стойкость ЗТВ к межкристаллитной коррозии. Это связано со значительно большими по продолжительности провоцирующими нагревами, которым подвергаются образцы в ходе испытаний по методу АМУ.

Анализ рис. 1–5 позволяет отметить, что минимальная стойкость к МКК обнаруживается у образцов, обработанных сварочными нагревами при температурах, близких к зоне сплавления сварного шва. Это, вероятно, следует связывать с ростом зерен в этой части ЗТВ.

Наиболее интересные и важные данные были получены при анализе влияния локальной пласти-

ческой деформации, которая может возникнуть в оборудовании в ходе его монтажа, ремонтов и длительной эксплуатации. Локальные пластические деформации относятся к факторам риска [8; 10], которые могут приводить к значительному снижению запасов надежности и долговечности оборудования, и поэтому анализ их роли имеет важное значение при определении работоспособности ЗТВ в условиях коррозионного воздействия среды. Для проведения таких исследований образцы различных зон ЗТВ были подвергнуты холодной дробной прокатке при комнатной температуре. Шаг пластического деформирования равнялся 2 %.

Установлено, что пластическая деформация ЗТВ, как и в случае с основным металлом оборудования [13; 14], оказывает отрицательное влияние на стойкость стали 12Х18Н12Т к МКК, сдвигая температурно-временные зависимости коррозионной стойкости стали влево, т. е. в сторону меньших времен выдержек при температурах провоцирующих нагревов (рис. 6 и 7). Чтобы исключить влияние альфа-фазы (мартенсита деформации), которая могла бы возникнуть при пластическом деформировании стали, для испытаний была выбрана сталь с химическим составом, максимально обеспечивающим (в рамках допуска по химическому составу) подавление мартенситного превращения. Так, содержание никеля в стали составляло 13 %, что приводит к практически полному подавлению превращения при данных условиях нагружения и позволяет пренебречь этим процессом [10].

Результаты испытаний показали, что с повышением степени пластического деформирования время минимальной устойчивости ЗТВ монтажных швов стали 12Х18Н12Т монотонно понижается, составляя при  $\varepsilon = 12\%$  около 1 ч для образцов, нагретых до температур, максимально приближенных к зоне сплавления сварного соединения (1400 °C); 1,5 ч для образцов, имитирующих область, в которой в ходе сварочных нагревов вероятно образование карбидных включений (700 °C),

Содержание углерода и фосфора в границах зерен участков ЗТВ, нагретых в процессе сварки до различных температур

Состояние образцов	Элемент	Участок ЗТВ, нагретый до температуры, °С									
		1400	1200	1000	800	700	600	500	400	200	0*
После сварки	С	220	210	160	140	195	180	125	115	110	110
	Р	580	515	210	195	195	195	140	135	125	130
После сварки и нагрева в течение 10 ч**	С	315	295	300	300	300	300	285	270	290	275
	Р	810	740	750	740	790	790	750	780	710	770
После сварки и нагрева в течение 100 ч**	С	495	490	480	470	480	480	485	480	505	490
	Р	1280	1270	1540	1600	1610	1610	1550	1600	1480	1610

\* Основной металл.

\*\* Температура провоцирующего нагрева соответствует  $\tau_{крит}$  (см. рис. 1–5).

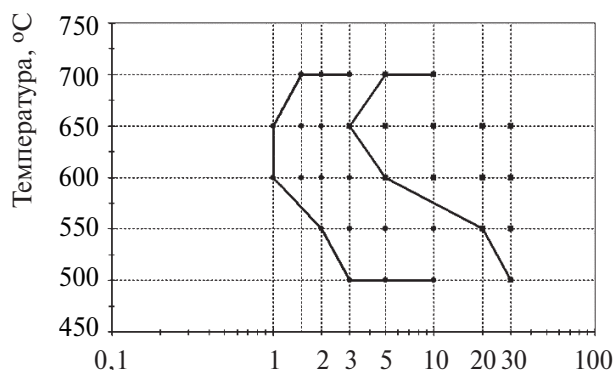


Рис. 6. Смещение кривых Ролассона металла ЗТВ монтажного шва низкотемпературного оборудования в сторону меньших  $\tau_{крит}$  после холодной пластической деформации в 2 % (правая кривая) и 12 % (левая кривая)

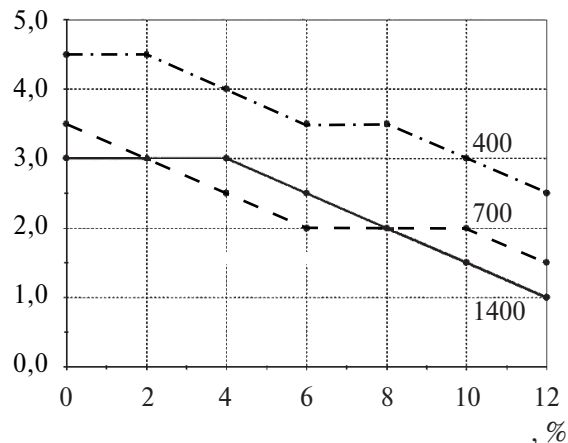


Рис. 7. Влияние степени пластической деформации на величину  $\tau_{крит}$  различных участков ЗТВ монтажного шва низкотемпературного оборудования, изготовленного из стали 12Х18Н12Т. Температура сварочных нагревов участков ЗТВ составляет: 1400 °С (—); 700 °С (- - -); 400 °С (- · -)

и 2,5 ч для образцов, нагретых до температур ниже гомологической температуры (400 °С).

На основании проведенных исследований было установлено следующее.

1. Сварочные нагревы не оказывают существенного влияния на стойкость против МКК ЗТВ монтажных сварных соединений, так как интенсивность этих нагревов недостаточна для формирования в границах зерен состояния, приводящего к потере в них коррозионной стойкости (т. е. до состояния, когда содержание хрома в двухмерном зернограницном твердом растворе будет опускаться ниже 12–13 %).

2. Локальные пластические деформации, которые могут возникнуть в ЗТВ монтажного сварного соединения в ходе сборочных, пусконаладочных и ремонтных работ, а также в процессе длительной эксплуатации оборудования, резко снижают сопротивляемость ЗТВ сварного соединения межкристаллитной коррозии и могут явиться причиной ускоренного разрушения оборудования. Это необходимо учитывать как при разработке программы контроля оборудования, отработавшего

расчетный срок службы на предмет продления его дальнейшей эксплуатации, так и при проведении операций технического диагностирования.

3. Показано, что наиболее опасными участками ЗТВ монтажного сварного соединения, оказывающими наименьшую сопротивляемость развитию коррозионного дефекта, возникшего по механизму МКК, являются зоны, вплотную примыкающие к сварному шву и зоне сплавления сварного соединения. Это те участки сварного соединения, в которых контроль сплошности металла существующими ультразвуковыми методами, регламентированными нормативно-технической документацией на диагностирование подобного оборудования, максимально затруднен. Для повышения надежности такого контроля и обеспечения достоверности результатов диагностирования при проведении экспертизы промышленной безопасности оборудования необходима разработка новых, более надежных методов контроля оборудования, основанных на иных физических законах, например, на использовании методов магнитной локализации поврежденных зон.

**Список литературы**

1. *Ермаков Б. С., Солнцев Ю. П.* Межкристаллитная коррозия — основной фактор ускоренного разрушения оборудования из аустенитных сталей // Балтийские металлы. 2000. № 2. С. 18–21.
2. *Нечаев Н. П., Детков П. Г., Пономарев Ю. С.* Коррозионное поведение стали 12Х18Н10Т в условиях контакта парогазовой смеси нитрахлорида Ti и углерода // Коррозия и защита металлов. — Тез. докл. XII Пермской конференции. — Пермь, 1990. — С. 135.
3. *Паршин А. М., Тихонов А. Н.* Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. — СПб.: Политехника, 1994. — 96 с.
4. *Скалли Дж.* Основы учения о коррозии и защите металлов. — М.: Мир, 1978. — 223 с.
5. *Герасимов В. В., Герасимова В. В.* Коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющих сталей. — М.: Металлургия, 1976. — 174 с.
6. Коррозия: Справочник / Под ред. Л. Л. Шрайера. — М.: Металлургия, 1981. — 632 с.
7. *Эванс Ю. Р.* Коррозия и окисление металлов. — М.: Машгиз, 1962. — 854 с.
8. *Солнцев Ю. П., Ермаков Б. С.* Ресурс материалов низкотемпературных конструкций. — СПб.: Химиздат, 2006. — 512 с.
9. *Ермаков Б. С., Поваров Д. В.* О причинах коррозионной повреждаемости оборудования низкотемпературной техники // Известия СПбГУНиПТ. 2005. № 1. С. 14–22.
10. *Козаченко А. В.* Роль эксплуатационных факторов риска в снижении надежности и долговечности оборудования низкотемпературной техники: Дисс. ... канд. техн. наук. — СПб.: СПбГУНиПТ, 2004. — 149 с.
11. *Королев Н. В., Колчин Г. Г., Подуст А. Н.* Установка для электроразрядного спектрального микроанализа и ее применение // Машиностроению — прогрессивную технологию и высокое качество деталей. — Тольятти: ТПИ, 1983. — С. 16–17.
12. *Королев Н. В., Колчин Г. Г., Ермаков Б. С.* Опыт применения эмиссионного спектрального микроанализа для повышения надежности конструкционных материалов. — Л.: ЛДНТП, 1987. — 29 с.
13. *Ермаков Б. С., Солнцев Ю. П.* Анализ низкотемпературных свойств стали 12Х18Н10Т в условиях МКК // Тезисы докладов IV научно-технического семинара «Актуальные проблемы механики, прочности и теплопроводности при низких температурах». — СПб.: СПбГАХПТ, 1998. — С. 31–33.
14. Эксплуатация хромоникелевых сталей в условиях межкристаллитной коррозии при температурах от 4,2 до 900 К / Б. С. Ермаков, Ю. П. Солнцев, С. А. Вологжанина, А. В. Козаченко // Изв. вузов. Черная металлургия. 2001. № 1. С. 40–43.