

DOI: 10.15593/2223-9877/2017.3.07

УДК 621.791

**Е.А. Кривоносова, С.Н. Акулова, А.В. Мышкина**Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет, Пермь, Россия**К ПРОБЛЕМЕ КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ  
СВАРНЫХ ШВОВ**

Приведен краткий обзор научных исследований процесса коррозионного растрескивания под напряжением сварных соединений высоколегированных хромоникелевых сталей. С позиций общей теории коррозионной усталости металлов сварные соединения являются одними из наиболее сложных объектов. При их эксплуатации возникает ряд проблем, связанных с неоднородностью свойств материала, сложностью структуры, наличием конструктивных и технологических концентраторов напряжений, остаточных напряжений и т.д. Отмечены характерные особенности коррозионного растрескивания, приводимые в исследованиях российской и зарубежных научных школ. Рассмотрены основные типы коррозионного поражения на различных участках сварного соединения, а именно: коррозия металла шва, ножевое поражение, которое возникает на границе между швом и основным металлом, а также поражение зон термического влияния. Проанализированы модели зарождения и развития трещин по механизму межкристаллитной коррозии. Помимо механизмов образования трещин, описанных в научных работах исследователей, приводятся сведения о причинах, вызывающих склонность стали к межкристаллитной коррозии. Систематизированы данные по влиянию термической обработки на склонность металла сварного шва к межкристаллитной коррозии. Отмечены основные закономерности коррозионностойкого легирования. Приводятся данные исследований по методам предотвращения межкристаллитной коррозии и снижения склонности металла сварных швов к коррозионному растрескиванию под напряжением. Описываются металлургические методы, связанные с воздействием на химический состав шва и структуру сварного соединения, и технологические методы, связанные с управлением параметрами режима сварки и термообработки, рассмотренные в различных научных работах.

**Ключевые слова:** коррозионное растрескивание под напряжением, межкристаллитная коррозия, сварной шов, концентратор напряжений, легирование, структура, термообработка, трещины, стали высоколегированные, зона термического влияния.

**E.A. Krivonosova, S.N. Akulova, A.V. Myshkina**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**TO THE PROBLEM OF CORROSION DESTRUCTION  
OF WELDED JOINTS**

In the article the brief review of scientific researches of process of stress corrosion cracking of welded joints of high-alloyed chromium-nickel steels is given. Welded joints, from the standpoint of the general theory of corrosion fatigue of metals, are among the most complex objects. During their operation, a number of problems arise related to the heterogeneity of the material properties, the complexity of the structure, the presence of structural and technological stress concentrators, residual stresses,

etc. The characteristic features of corrosion cracking, cited in the studies of Russian and foreign scientific schools, are noted. The main types of corrosion damage at various sections of the welded joint are examined, namely corrosion of the weld metal, damage to the zones of thermal influence, knife damage occurring at the boundary between the joint and the base metal. The models of nucleation and development of cracks in the mechanism of intercrystalline corrosion are analyzed. The article provides information on the causes that cause the steel's propensity to intercrystalline corrosion. The data on the effect of heat treatment on the tendency of the weld metal to intercrystalline corrosion are systematized. The main regularities of corrosion-resistant alloying are noted. The data on the methods for preventing intercrystalline corrosion and reducing the tendency of the weld metal to stress corrosion cracking are given. Methods for estimating the tendency of weld metal to stress corrosion cracking are classified. The analysis of methods for preventing the tendency of welded joints to stress corrosion is given: metallurgical methods related to the effect on the chemical composition of the weld and the structure of the welded joint, and technological methods associated with controlling the parameters of the welding and heat treatment regime.

**Keywords:** stress corrosion cracking, intercrystalline corrosion, welded joint, stress concentrator, alloying, structure, heat treatment, cracks, high-alloy steel, thermal zone.

С позиций общей теории коррозионной усталости металлов сварные соединения являются одними из наиболее сложных объектов. При их эксплуатации возникает ряд проблем, связанных с неоднородностью свойств материала, сложностью структуры, наличием конструктивных и технологических концентраторов напряжений, остаточных напряжений и т.д. [1–11]. При действии одновременно внешних статических растягивающих или внутренних статических растягивающих напряжений и коррозионной среды многие из конструкций подвергаются коррозионному растрескиванию (КР) именно по сварным швам и околошовным зонам. Это в полной мере относится к таким конструкциям, как резервуары, трубопроводы и др.

Характерными особенностями коррозионного растрескивания, отмеченными во всех исследованиях [1, 11–23], являются:

- хрупкий характер разрушения;
- трещины развиваются в направлении, перпендикулярном растягивающим напряжениям;
- трещины при этом имеют межкристаллитный, транскристаллитный или смешанный характер;
- время до разрушения зависит от величины растягивающих напряжений следующим образом: с уменьшением уровня растягивающих напряжений время до растрескивания увеличивается.

В зависимости от локализации различают три главных типа коррозионного поражения сварного соединения (рис. 1):

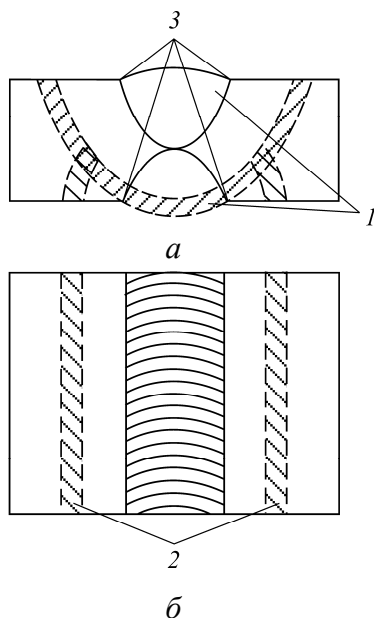


Рис. 1. Локализация различных типов коррозии сварного соединения: *а* – поперечное сечение; *б* – вид сверху; *1* – поражение самого шва; *2* – поражение основного металла в зоне термического влияния сварки; *3* – поражение непосредственно у границы сплавления (ножевая коррозия)

**1. Коррозия металла шва** при воздействии одновременно коррозионной среды и нагрузки или действии остаточных напряжений может иметь характер местной коррозии, проявляющейся в виде коррозионного растрескивания или сетки трещин. По механизму возникновения и развития это разрушение является межкристаллитной коррозией (рис. 2, 3).



Рис. 2. Межкристаллитная коррозия металла шва стали 12X18H10T, полученного ручной дуговой сваркой электродом ОК 61.30, после испытаний в кипящем растворе смеси солей  $MgCl_2$ ,  $NaCl$  и  $KCl$  в течение 600 ч,  $\times 450$  [24, 25]

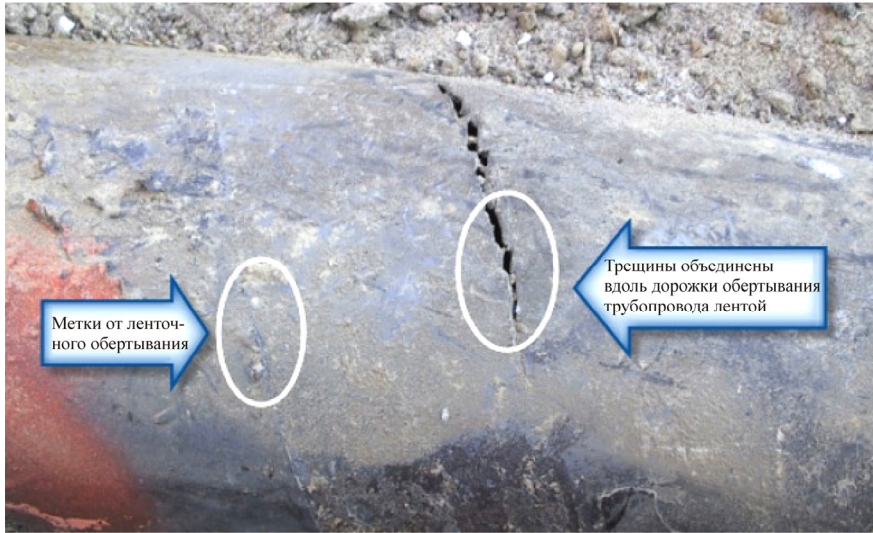


Рис. 3. Коррозионное растрескивание по спиральному сварному шву трубопровода [16]

**2. Поражение зон термического влияния.** В некоторых высокопрочных и нержавеющей сталях можно наблюдать существенное изменение структуры металла в зоне термического влияния на расстоянии примерно 10–15 мм от сварного шва (рис. 4, 5). Появление очагов коррозии в зоне термического влияния связано с длительным пребыванием металла в интервале температур 450–850 °С и выпадением из аустенита комплексных карбидов, обедняющих хромом периферийные

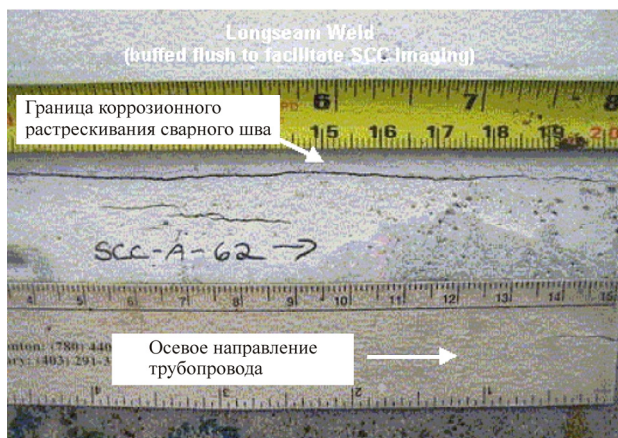


Рис. 4. Коррозионное растрескивание по зоне термовлияния продольного шва трубопровода [16]

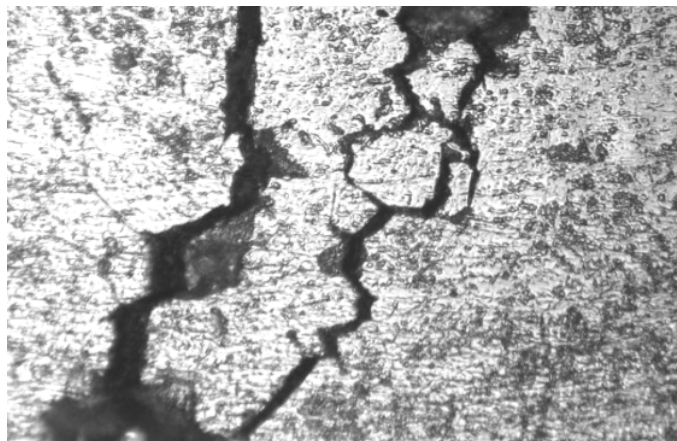


Рис. 5. Коррозионное растрескивание по зоне термовлияния в сварном шве стали 09X16H4B,  $\times 450$  [19]

участки зерен аустенита. Это приводит к его разрушению по границам зерен. В работах [16, 26] коррозионное растрескивание в этих зонах связывают с возникновением остаточных напряжений. Наибольшая концентрация напряжений наблюдается при сварке листов внахлестку в зоне, лежащей между швами.

Для того чтобы снять внутренние напряжения после сварки, рекомендуется осуществлять термообработку.

Для изделий с большими габаритами следует проводить местную термообработку зоны сварного соединения.

**3. Ножевое поражение** возникает на границе между швом и основным металлом в нержавеющей сталях, стабилизированных титаном, ниобием и молибденом, обычно в участках, которые нагревались до температур выше  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 6). При этом карбиды титана и ниобия растворяются в аустените. При повторном тепловом воздействии на этот металл критических температур  $500\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$  (например, при многослойной сварке) сохраняются титан и ниобий в твердом растворе и выделяется карбид хрома. В настоящее время проблема ножевой коррозии становится несколько менее актуальной благодаря распространению сталей с особо низким содержанием углерода [1, 10, 27].

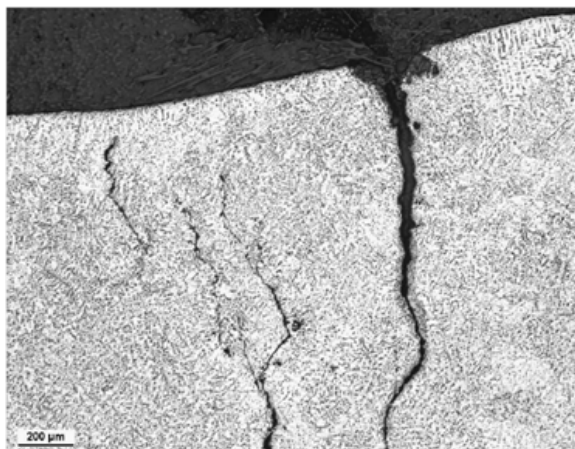


Рис. 6. Детальный вид ножевой коррозии в металле сварного шва на отводе технологического трубопровода из стали 12Х18Н10Т [27]

Согласно работе [10], механизм коррозионного разрушения сварного соединения одинаков, независимо от локализации разрушения, вместе с тем некоторые исследователи считают, что причины, вызывающие развитие межкристаллитной коррозии (МКК) на различных участках сварного соединения, различны [27].

### **Механизм образования трещины**

Многие исследователи рассматривают электрохимическую природу процесса коррозионного растрескивания [1–7, 10, 12, 13, 15, 18, 23]. Образование трещин при коррозии под напряжением сплавов связывается с возникновением гальванического элемента «концентратор напряжений – остальная поверхность (анод – катод соответственно)».

Анодами могут быть границы зерен и фаз, а сами зерна – катодами. В этом случае может развиваться наиболее опасный вид коррозии – межкристаллитная коррозия. Межкристаллитная коррозия в основном распространяется вглубь металла по границам зерен и почти незаметна с поверхности. В результате межкристаллитной коррозии и после приложения нагрузки металл может легко разрушаться в связи с нарушением связи между зернами. Это в наибольшей степени относится к сварным соединениям из хромоникелевых аустенитных сталей. Химический состав и маркировка хромоникелевых нержавеющей сталей в соответствии с основными европейскими и американскими системами представлены в таблице.

Химический состав и маркировка хромоникелевых  
и нержавеющей сталей в соответствии с основными европейскими  
и американскими стандартами

Стандарты нержавеющей сталей			Содержание легирующих элементов, %						
DIN	AISI	ГОСТ	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
1.4301	304	12X18H9	0,07	2,0	0,75	18,0–19,0	8,0–10,0	–	–
1.4948	304H	08X18H10	0,08	2,0	0,75	18,0–20,0	8,0–10,5	–	–
1.4306	304L	03X18H11	0,03	2,0	1,0	18,0–20,0	10,0–12,0	–	–
1.4833	309S	20X23H13	≤ 0,2	2,0	1,5	19,0–21,0	11,0–13,0	–	–
1.4541	321	08X18H10T	0,08	2,0	1,0	17,0–19,0	9,0–12,0	–	0,7
1.4401	316	03X17H14M2	0,08	2,0	1,0	16,0–18,0	10,0–14,0	2,0–2,5	–
1.4435	316S	03X17H14M3	0,08	2,0	1,0	16,0–18,0	12,0–14,0	2,5–3,0	–
1.4404	316L	03X17H14M3	0,03	2,0	1,0	17,0–19,0	10,0–14,0	2,0–3,0	–
1.4571	316Ti	08X17H13M2T	0,08	2,0	0,75	16,0–18,0	11,0–12,5	2,0–3,0	0,8
1.4845	310S	20X23H18	0,08	2,0	0,75	24,0–26,0	19,0–21,0	–	–

*Примечания:* DIN – Deutsche Industrie Norm; AISI – American Iron and Steel Institute; ГОСТ – государственная система стандартов Российской Федерации.

МКК высокохромистой стали обусловлена выделением по границам зерен карбидов типа  $(Cr,Me)_{23}C_6$  или  $Cr_{23}C_6$  при повышенных температурах. Эти карбиды образуются из-за диффузии углерода из общего объема зерна, а хрома – только с приграничных областей (рис. 7). Углерод перемещается по межузельному механизму диффузии (по механизму внедрения), который может характеризоваться высокой подвижностью по сравнению с перемещением атомов по механизму замещения, вследствие чего происходит снижение содержания концентрации хрома в приграничных областях ниже критической (12–14 %) и скачкообразному падению электродного потенциала с +0,2 до –0,6 В (рис. 8). Границы зерен становятся анодом по отношению к металлу внутри зерен [6]. Когда нержавеющая сталь встречается с агрессивной средой, центр кристалла становится катодом, а межзеренная граница – очень активным местным анодом.

Склонность стали к межкристаллитной коррозии исследователи [18–22, 24, 28–35] объясняют следующим образом. При высокотемпературном нагреве свыше 1250–1300 °С стабилизированных титаном

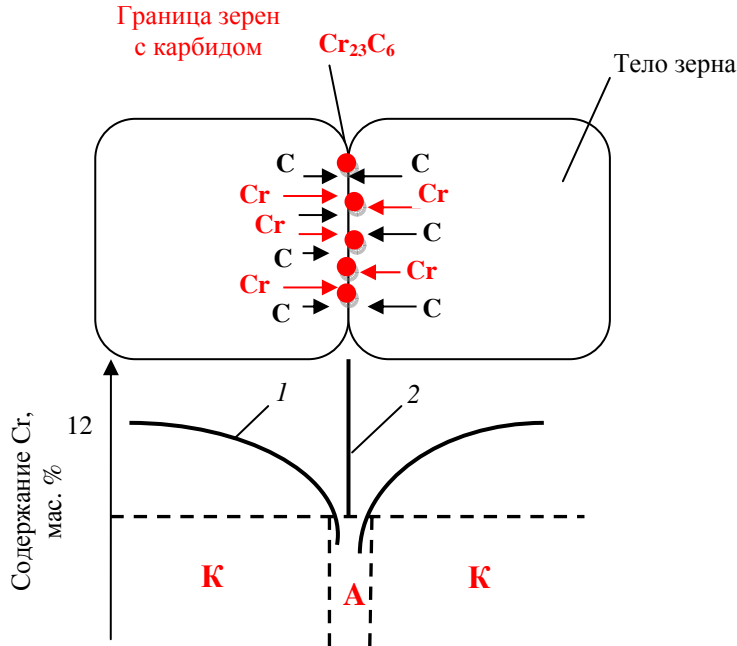


Рис. 7. Схема формирования МКК высокохромистой стали: направления диффузии хрома и углерода указаны стрелками; 1 – распределение хрома в граничной области; 2 – граница зерен; А – анодная область; К – катодная область; ● – частицы карбида  $Cr_{23}C_6$

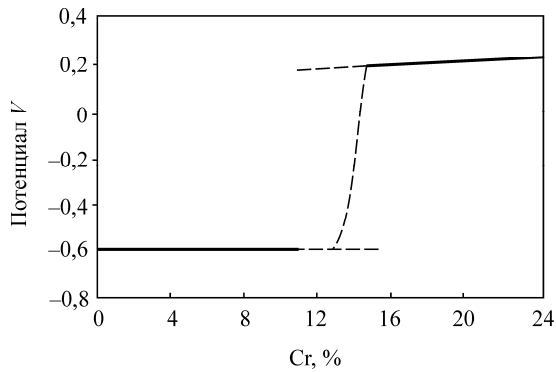


Рис. 8. Зависимость электрохимического потенциала  $V$  от содержания хрома в аустените

(ниобием) сталей происходит диссоциация карбидов, а также переход титана (ниобия) и углерода в твердый раствор аустенита. При этом углерод сегрегирует преимущественно по границам зерен. Последующий



нагрев при температуре 600–700 °С приводит к выделению карбидов, в состав которых входит значительное количество хрома. Сталь при этом становится восприимчивой к межкристаллитной коррозии в локальном участке из-за резкого снижения содержания количества хрома в пограничных областях зерен. Также есть мнение, что неравномерность электрохимических свойств металла может быть вызвана гетерогенностью структуры околосшовной зоны. Границы зерен с ослабленными межатомными связями за счет разделения растворенных элементов имеют потенциал, отличный от потенциала тела зерна, и являются анодами. На границах зерен выпадает густая цепочка карбидов, что вызывает резкий рост плотности коррозионного тока в этих анодных участках, в результате чего они стремительно корродируют. На усиление коррозии пограничных слоев зерен также оказывают влияние отмеченные выше напряжения, возникающие в решетке твердого раствора при выделении избыточной фазы.

Интересный механизм развития коррозионного растрескивания под напряжением предложен в работе [13]. Коррозионное растрескивание происходит тогда, когда в сплаве есть более или менее непрерывные каналы, по которым может происходить развитие коррозии. Например, такими каналами могут являться границы зерен. При локализованной электрохимической коррозии, которая распространяется преимущественно по этим каналам, образуются небольшие узкие щели (трещины). Дно этих трещин может иметь радиус кривизны порядка атомных размеров. Первоначально небольшие трещины проходят по границам зерен или по телу зерна. Также может образоваться несколько трещин подобного типа. При углублении трещин на дне концентрируются растягивающие напряжения. Распространение трещины возможно через всё сечение образца, или же оно может остановиться при встрече с препятствием или вследствие релаксации напряжений, причем препятствием могут быть неметаллические включения, неблагоприятная ориентация границ зерен и т.п. Это зависит от формы образца, способа нагружения, условий опыта и энергетического состояния сплава. Механическое продвижение трещины приводит к тому, что обнажается новая поверхность металла, куда быстро проникает коррозионная среда под действием капиллярных сил, и, в результате интенсивной коррозии, наступает период развития трещины. В этот же период может происходить разветвление трещины. Таким образом, по

данной гипотезе развитие трещины может состоять из чередующихся попеременно процессов локализованной коррозии и механического разрушения [13].

В работе [12] различают два варианта развития трещин после образования очага растрескивания: межкристаллитное и транскристаллитное. Межкристаллитное разрушение характерно для материала корпусов ядерных водяных кипящих реакторов при температуре 200–300 °С и напряжениях выше предела текучести [12], а также для сварных швов. Транскристаллитное коррозионное растрескивание чаще всего возникает в средах с высоким содержанием хлорида, но может обнаруживаться также в присутствии концентрированных щелочных агентов. На практике коррозионное растрескивание под напряжением может быть связано с местным обогащением хлоридами на горячих поверхностях в результате испарения. Значительным условием транскристаллитного коррозионного растрескивания является высокая температура; хлоридный вариант растрескивания редко наблюдается при температуре ниже 60 °С, а щелочной – ниже 100 °С. Транскристаллитному растрескиванию могут быть подвержены аустенитные нержавеющие стали; но с увеличением содержания никеля их стойкость возрастает, и сплавы, которые содержат 40 % никеля и более, считаются практически стойкими. Ферритные хромистые стали могут считаться устойчивыми к транскристаллитному растрескиванию при условии низкого содержания других легирующих компонентов. Стали с ферритно-аустенитной структурой в общем случае являются менее чувствительными, чем чисто аустенитные стали.

В работе [12] изучалась кинетика развития трещины при коррозии под напряжением высокопрочных сталей. Результаты показали, что трещина развивается на протяжении трех этапов. Первый этап – образование коррозионной трещины. Второй этап – скачкообразное развитие трещины, которое показывает значительную роль механического фактора. При переходе от первого этапа ко второму происходит значительное увеличение скорости развития трещины. Третий этап – лавинообразное развитие трещины.

Жизненный цикл коррозионного растрескивания под напряжением сварных швов трубопровода хорошо описывается моделью Паркинса [16], как показано на рис. 9. Разрушение проходит четыре последовательные стадии: *I* – инкубационный период, без повреждений, зави-

сящий от условий эксплуатации трубопровода, качества защитного покрытия и др.; 2 – стадия зарождения очага трещины, является следствием нарушения защитного покрытия, несовершенства структуры стали, концентрации напряжений и др.; 3 – коалесценция и дальнейшее развитие трещин; 4 – катастрофическое распространение растрескивания с очень высокой скоростью.



Рис. 9. Жизненный цикл коррозионного растрескивания под напряжением сварных швов трубопровода (модель Паркинса [16])

Представляет интерес модель коррозионного элемента Fe–Fe (напряженное), описанная в работе [13]. При действии растягивающих напряжений происходит смещение электродного потенциала сталей в отрицательную сторону. Установленный в работе [5] факт более сильного разблагораживания электродного потенциала стали при воздействии растягивающих напряжений на дне концентратора по сравнению с его бортом представляет большой интерес. Следовательно, дно концентратора напряжения является анодом, а остальная поверхность – катодом. Более сильное разблагораживание концентраторов напряжений по сравнению с остальной поверхностью напряженного образца может служить предположением, что развитие трещин при коррозионном растрескивании под напряжением связано главным образом с работой коррозионного элемента «концентратор напряжений –

остальная поверхность». Предполагалось, что чем больше сила тока этого коррозионного элемента, тем меньше время до растрескивания.

В работе [13] установили, что напряженный образец из высокопрочной стали в паре Fe–Fe-напряженное работает как анод, причем увеличение растягивающих напряжений приводит к увеличению силы тока. Образование коррозионной трещины на напряженном образце происходит вместе с резким увеличением силы тока.

### **Влияние легирования на коррозионное растрескивание нержавеющей сталей**

**Углерод.** Наиболее действенным способом предотвращения восприимчивости к избирательной коррозии аустенитных сталей при воздействии сварочного термического цикла является снижение содержания углерода до уровня, близкого к пределу стабильной растворимости его в твердом растворе аустенита при комнатной температуре. Однако, как будет показано ниже, хромоникелевые аустенитные стали с весьма низким содержанием углерода также не лишены недостатков, касающихся чувствительности к сварочному термическому циклу.

**Титан, молибден, ниобий, ванадий.** Большое влияние на сопротивление коррозионному растрескиванию сталей оказывают элементы, которые связывают углерод и азот в виде соединений, нерастворимых в  $\gamma$ - и  $\alpha$ -железе. К таким элементам относятся сильные карбидообразователи – титан, молибден, ниобий, ванадий, которые повышают сопротивление КР малоуглеродистых сталей по механизму, описанному выше, но в разной степени. Меньшую склонность к ножевой коррозии имеют аустенитные стали, стабилизированные ниобием, по сравнению со сталями, стабилизированными титаном. Это можно объяснить тем, что ниобий, в отличие титана, при высокотемпературном нагреве труднее растворяется в аустените, сосредоточивается преимущественно в пограничных слоях зерен и связывает весь углерод, диффундирующий к границам зерен при отпуске, и карбиды хрома не выделяются. Выделение карбидов ниобия из твердого раствора происходит значительно быстрее, чем карбидов титана. Вследствие этого напряжения, возникающие в решетке, в первом случае во много раз меньше, чем во втором. Коррозия металла у линии сплавления в сталях с Nb также значительно слабее, чем в сталях с Ti. Например, в сварных соединениях стали 08X17H5Г9АБ ножевая коррозия вообще не была обнару-

жена, даже с учетом расходования части ниобия на образование нитридов [26].

Однако неправильно считать, что КР конструкционных сталей в различных средах определяется только тем, как располагаются выделяющиеся карбиды. Имеет значение также структурный фактор: при исследованиях влияния термической обработки было показано, что наименьшее сопротивление КР обнаруживают стали с мартенситной структурой.

**Хром.** Хром значительно повышает коррозионную стойкость стали. Он относится к самопассивирующимся материалам. Вследствие пассивации хрома, который входит в состав сплава, на поверхности последнего образуется пассивная пленка, как защитный слой оксидов или адсорбированного кислорода. Этот слой значительно повышает коррозионную стойкость сплава. Установлено, что для получения нержавеющей стали минимальное содержание хрома (по весу) должно быть не ниже 13–15 %.

**Марганец.** При введении в сталь марганца повышается устойчивость аустенита и увеличивается степень его переохлаждения, благодаря чему критическая скорость закалки снижается и прокаливаемость стали возрастает. С увеличением содержания марганца сопротивление высокопрочной мартенситной стали КР понижается. Марганец способен удержать около себя атомы азота в объеме кристалла, вследствие чего на дислокациях, которые расположены по границам зерен, собирается углерод, что может понижать сопротивление высокопрочной стали КР.

**Никель.** С увеличением содержания никеля сопротивление стали КР понижается.

**Кремний.** Основное свойство кремния – существенное затруднение коагуляции карбидов, которые выделяются при отпуске. Кремний в некоторой степени повышает предел прочности и текучести стали, а также может повышать устойчивость сорбитных структур против отпуска.

**Азот.** Многие исследователи отмечают у малоуглеродистых сталей, содержащих азот, повышенную склонность к КР. Он имеет небольшой атомный радиус и благодаря этому может образовывать твердые растворы внедрения с  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железом и некоторыми другими металлами [14].

**Примесь фосфора.** Увеличение содержания фосфора приводит к понижению сопротивления стали КР, увеличивает интенсивность наводороживания. Он концентрируется по границам зерен.

**Примесь водорода.** Некоторые исследователи отмечают существенную роль атомарного водорода, адсорбированного в вершине коррозионной трещины и способствующего ее распространению [16, 36].

### **Влияние термообработки на коррозионное растрескивание нержавеющей сталей**

**Влияние температуры отпуска.** Прежде всего необходимо отметить, что режимы интерметаллидного старения аустенитных хромоникелевых сталей, обеспечивающие максимальное упрочнение, и режимы, обеспечивающие наибольшую стойкость против КР, не совпадают.

При повышении температуры отпуска сопротивление КР всех высокопрочных сталей сначала увеличивается, а затем понижается; после очередного повышения температуры отпуска сопротивление КР снова повышается. Температура отпуска, при которой может наблюдаться понижение сопротивления стали КР, зависит от состава стали [9, 17].

Например, в работе [2] было изучено сопротивление КР сталей в зависимости от температуры отпуска, проведенного после закалки – для стали 08X15H5Д2Т(У) и закалки и обработки холодом – для стали 13X15H4АМЗ. Стали более чувствительны к растрескиванию после отпуска при температуре 425–475 °С, который обеспечивает наибольший уровень прочности. При низкотемпературных отпусках (200–350 °С) и при более высокотемпературных отпусках (525–560 °С) происходит повышение сопротивления КР вплоть до исключения растрескивания. Важным является установленный факт значительного отличия поведения сварных соединений, сваренных после отпуска при температурах ниже 400 °С и выше 500 °С. Так, при температурах ниже 400 °С КР только замедляется, а при температурах выше 500 °С КР может быть исключено. Для того чтобы обеспечить высокое сопротивление КР сварных соединений стали 08X15H5Д2Т, был разработан отпуск до сварки при температуре 500–550 °С. Такой способ обработки в режиме перестаривания приводит к коагуляции упрочняющей фазы, нарушает ее когерентность с матрицей, уменьшает упругие искажения, в результате исчезают участки с концентрационной неоднородностью.

Эти тонкие структурные изменения могут не только устранять КР сварных соединений в атмосфере, содержащей хлориды, но и резко повышать стойкость против МКК.

Образовавшиеся в результате низкого отпуска дисперсные карбидные частицы равномерно распределяются внутри кристаллов. Уменьшение содержания углерода в  $\alpha$ -растворе приводит к уменьшению внутренних напряжений, вследствие чего может увеличиваться сопротивление стали КР. Повышение температуры отпуска приводит к дальнейшему выделению из твердого раствора. При этом происходит коагуляция карбидных частиц, а также образование мартенсита отпуска из остаточного аустенита. Распад мартенсита может происходить быстрее по границам зерен бывшего аустенита, чем в зерне. Распад на границах зерен может почти полностью заканчиваться на определенной стадии отпуска, а внутри зерна еще возможно сохранение пересыщенного раствора углерода в  $\alpha$ -железе.

Данный распад мартенсита по границам зерен бывшего аустенита может увеличивать внутренние напряжения растяжения между зернами, так как удельный объем выделившихся карбидов больше объема маточного раствора. Кроме того, данный факт приводит к появлению коррозионного элемента «карбид – обедненный углеродом мартенсит», в котором карбид является катодом, а участки, обедненные углеродом, – анодом.

Далее при повышении температуры отпуска происходит распад мартенсита по всему зерну, уменьшение внутренних напряжений и, как следствие, повышение сопротивления сталей КР [2, 37].

### **Предотвращение коррозионного растрескивания под напряжением**

Методы предотвращения склонности сварных соединений аустенитных хромоникелевых сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением можно разделить на металлургические и технологические. Металлургические методы связаны с воздействием на химический состав шва и структуру сварного соединения, а технологические – с управлением параметрами режима сварки и термообработки:

**1. Существенное снижение содержания углерода и введение в сталь таких сильных карбидообразующих элементов, как титан, ниобий, молибден, ванадий и др.** Эффективным средством, подавляющим межкристаллитную коррозию высокохромистых сталей, явля-

ется максимальное снижение содержания углерода [6]. Известно, что если содержание углерода в стали не превышает 0,02–0,03 %, предела его растворимости в аустените (0,02 %), то карбиды выпадать не будут. Так, сварные соединения из стали 03X18H11 (0,02 % С) не склонны к ножевой коррозии даже при испытании в 50–65%-ной азотной кислоте, поэтому предпочтительно максимальное снижение в стали содержания углерода менее 0,03 %, однако практически, с учетом требований прочности, содержание углерода выше и составляет 0,08–0,12 %.

При содержании в стали углерода больше предела его растворимости в аустените вводят в сталь такие сильные карбидообразующие элементы, как титан, ниобий, молибден и др., обладающие бóльшим сродством к углероду, чем хром. Тогда углерод выделится не в виде карбидов хрома, а в виде карбидов TiC, NbC, MoC; хром при этом сохраняется в твердом растворе и коррозионная стойкость стали не уменьшается. Однако в этом случае повысится прочность и понизится пластичность стали. В работе [38] приведены результаты экспериментальных исследований по повышению коррозионной стойкости сварных соединений за счет изменения концентрации нанопорошка молибдена, введенного в сварочную ванну вместе со струей защитного газа при дуговой сварке плавящимся электродом. Установлено, что при разной концентрации образуется различная микроструктура наплавленного металла. Показано, что природа нанопорошков влияет на коррозионную устойчивость образцов сварных соединений. Самые коррозионностойкие образцы получены при использовании нанопорошков молибдена и вольфрама.

**2. Формирование благоприятной двухфазной аустенитно-ферритной структуры в шве.** Следующий метод снижения склонности к коррозионному растрескиванию заключается в формировании благоприятной структуры металла шва. Установлено, что получение двухфазной аустенитно-ферритной структуры (долегирование металла шва элементами-ферритизаторами) может полностью исключить появление разрушения. Стойкость к МКК увеличивается при наличии первичного феррита в аустенитном шве благодаря тому, что необходимая концентрация хрома в обедненных участках быстро восстанавливается за счет высокой скорости диффузии хрома в феррите.

Особенно сложно управлять структурообразованием металла шва посредством выбора присадочных материалов при сварке и наплавке разнородных материалов. При наплавке коррозионностойкой стали на



низкоуглеродистую или низколегированную сталь структуру наплавленного металла можно определить с помощью диаграммы Шеффлера.

В статье [39] представлены результаты работы по дополнительному исследованию и модернизации стали марки ЭП-302 (10X15H9C3B1) и сварочных материалов (проволока 03X14H8C3БУ), освоенных в промышленных условиях и успешно применявшихся для изготовления оборудования АЭУ со свинцово-висмутовым теплоносителем с рабочей температурой до 450 °С. Данные марки легированы кремнием, что, как известно, является эффективным способом повышения жаростойкости и стойкости против жидкометаллической коррозии. С помощью широкого спектра методик электронной просвечивающей и растровой микроскопии и рентгеновского анализа проведены исследования микроструктуры кремнийсодержащих аустенитно-ферритных Cr–Ni–Nb сварных швов. Особый интерес представляло изучение содержания ферритной фазы, предел содержания которой в 2–5 % является одним из условий, способствующих повышению технологичности полуфабрикатов при сварке. Обнаружено превращение дельта-феррита в сигма-фазу в металле шва в образцах после длительного старения при температурах 500–600 °С.

В работе [37] установлена температурно-временная область и состав металла шва, обеспечивающие стойкость против МКК сварных соединений. Так, металл шва низконикелевой аустенитной стали 08X18АН5, содержащий <0,05 % С, ~2 % Мn, 17–18 % Cr, 6–7 % Nb, 0,12–0,15 % N, имеет наименьшую область склонности к МКК в диапазоне технологических нагревов при сварке.

**3. Обеспечение высокой скорости охлаждения в области критических температур (500–800 °С) при сварке.** Для того чтобы металл стал чувствительным к МКК, необходимо наименьшее время выдержки в интервале  $T = 650...700$  °С. Такое время, отвечающее данному интервалу, называется критическим ( $t_{кр}$ ) (рис. 10). Выше и ниже указанных температур время, необходимое для появления в металле чувствительности к коррозии, увеличивается.

Таким образом, для снижения вероятности появления МКК в металле сварного шва необходимо обеспечить высокую скорость охлаждения в области критических температур (500–800 °С) при сварке и тем самым увеличить  $t_{кр}$ .

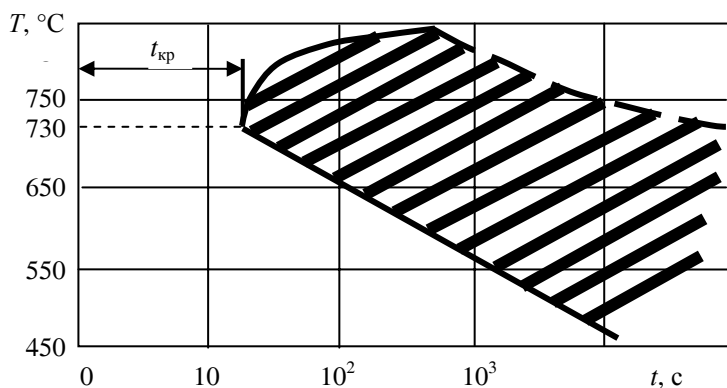


Рис. 10. Температурно-временная зависимость межкристаллитной коррозии сварных соединений аустенитных хромоникелевых сталей [2]

**4. Проведение гомогенизирующей термообработки.** Проведение гомогенизирующей термообработки – закалки или стабилизирующего отжига – еще один действенный метод предотвращения МКК и КР. Аустенитизацию (закалку) проводят с температур 1050–1100 °С, однако при повторном нагреве в интервале критических температур (500–800 °С) сталь повторно приобретает склонность к межкристаллитной коррозии; стабилизирующий отжиг проводят при температуре 850–900 °С в течение 2–3 ч.

Избежать появления МКК в зоне термовлияния сварных соединений позволяет:

– Закалка на гомогенный твердый раствор. При осуществлении нагрева под закалку выпавшие карбиды хрома растворяются в аустените. Далее происходит быстрое охлаждение, позволяющее получить однородный аустенит.

– Стабилизирующий (диффузионный) отжиг. Нагрев в течение 2–3 ч при  $T = 850...900$  °С с последующим остыванием на воздухе. В данном случае карбиды выпадают более полно, однако за счет диффузионных процессов содержание хрома в объеме зерна аустенита выравнивается и металл становится нечувствительным к МКК.

**5. Правильный выбор параметров режима сварки.** Оптимальным для предотвращения КР сварных соединений аустенитных хромоникелевых сталей является режим сварки, исключая перегрев металла (сварка с малой погонной энергией, искусственное охлаждение металла зоны термического воздействия).

### Список литературы

1. Василенко И.И., Мелехов Р.К. Коррозионное растрескивание сталей. – Киев: Наук. думка, 1977. – 264 с.
2. Гурвич Л.Я., Лашевский В.Б. Сопротивление коррозионному растрескиванию высокопрочных нержавеющей сталей и их сварных соединений // Защита металлов. – 1993. – Т. 29, № 5.
3. Стеглов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
4. Карпенко Г.В., Василенко И.И. Коррозионное растрескивание сталей. – Киев: Техника, 1971. – 192 с.
5. Рябченков А.В., Герасимов В.И. Влияние азота, фосфора и серы на стойкость хромоникелевых аустенитных сталей к коррозионному растрескиванию // Защита металлов. – 1970. – № 2. – С. 134–144.
6. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. – М.: Металлургия, 1974. – 256 с.
7. Коррозионное поведение сварных соединений разнородных сталей. Ч. 1. Лабораторные исследования / В.А. Качанов, Ю.Б. Данилов, Т.Э. Шепиль, Е.К. Гвоздикова, В.Ю. Козин, С.И. Моравский, В.Ю. Скульский, А.Р. Гаврик, Г.Н. Стрижиус, И.Д. Клещевников, Ю.М. Копылов, А.Г. Медведев // Коррозия: материалы, защита. – 2008. – № 11. – С. 10–16.
8. Орлик Г.В., Орлик А.Г., Коростелкин А.С. Исследование технологических факторов, влияющих на межкристаллитную коррозию при сварке линзового патрубка // Альманах современной науки и образования. – 2016. – № 12(114). – С. 67–70.
9. Сварка. Резка. Контроль. Справочник: в 2 т. / под ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышева. – М.: Машиностроение, 2004.
10. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов [Электронный ресурс]. – М.: Машиностроение, 1966. – URL: <http://mash-xxl.info> (дата обращения: 15.04.2017).
11. Jaske C.E., Beavers J.A., Harle B.A. Effect of stress corrosion cracking on integrity and remaining life of natural gas pipelines // Corrosion 96, NACE. – 1996. – March. – P. 255.
12. Солнцев Ю.П. Коррозия и коррозионностойкие материалы. Общие сведения. – М.: Машиностроение, 1979.
13. Петров Л.Н. Коррозия под напряжением. – Киев: Вища шк., 1986. – 142 с.
14. Ульянин Е.А. Коррозионностойкие стали и сплавы. Справочник. – М.: Металлургия, 1991. – 256 с.
15. Герасимов В.В., Герасимова В.В. Коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющей сталей. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
16. Stress corrosion cracking. Recommended practices. – 2nd ed. – Canadian Energy Pipeline Association (CEPA), 2007. – 205 p.
17. Абрашин А.В. Сварка специальных сталей и сплавов: учеб. пособие / Брянск. гос. техн. ун-т. – Брянск, 2005. – 116 с.
18. Жук Н.П. Коррозия и защита металлов. – М., 1968. – 528 с.

19. Krivonosova E.A., Yazovskikh V.M., Krivonosova E.K. Structure formation and properties of corrosion-resistant steels during treatment of highly concentrated energy sources // *Metallurgist*. – 2016. – Vol. 59, № 9–10. – P. 912–916.
20. Krivonosova E.A., Krivonosova E.K., Ponomarev I.S. Structure formation and corrosion resistance of austenitic steel treated with high-temperature energy sources // *Modern Applied Science*. – 2015. – Vol. 9, № 9. – P. 179–187.
21. Рахштадт А.Г., Геллер Ю.А. *Металловедение*. – М., 1994.
22. Beavers J.A. Near-neutral pH SCC: dormancy and re-initiation of Stress corrosion cracking. Report prepared for the Gas Research Institute. GRI-7045. – 2004.
23. Bombara G., Cavallini M. Two cases of Stress cracking of pressure vessels in chemical plants // *Brit. Corros. J.* – Vol. 12, № 4. – P. 241–242.
24. Krivonosova E.A., Sinkina E.A., Gorchakov A.I. Effect of the type of electrode coating on the corrosion resistance of weld metal in 08Cr18Ni10Ti steel // *Welding International*. – 2013. – Vol. 27, iss. 6. – P. 489–492.
25. Синкина Е.А., Кривоносова Е.А. Оценка стойкости сварных швов высоколегированной стали к коррозионному разрушению под напряжением // *Известия Самар. науч. центра РАН*. – 2013. – Т. 15, № 6(2). – С. 489–493.
26. Структура и свойства толстолистовых сварных соединений новой аустенитной азотсодержащей стали для работы в условиях высоких статических и знакопеременных нагрузок коррозионной среды / М.В. Костина, С.О. Мурадян, Г.Ю. Калинин, О.В. Фомина, Е.Н. Блинова, В.С. Костина, А.В. Шаталов // *Вопросы материаловедения*. – 2015. – № 1(81). – С. 95–107.
27. Орешкин А.Ю., Шлячков Д.А., Юшков А.Б. Особенность коррозионного износа сталей аустенитного класса при проведении экспертизы промышленной безопасности технологического оборудования химической и нефтехимической промышленности [Электронный ресурс] // *Современные научные исследования и инновации*. – URL: <http://web.snauka.ru/issues/2015/09/57762> (дата обращения: 15.04.2017).
28. Антонов В.Г., Кантор М.М. О механизме разрушения магистральных газопроводов вследствие коррозионного растрескивания под напряжением трубных сталей // *Коррозионное растрескивание под напряжением трубных сталей. Проблемы решения: сб. докл. 14–15 ноября 1995 г. / СеверНИПИГаз*. – Ухта, 1996. – С. 33–37.
29. Мазель А.Г. О стресс-коррозии газопроводов // *Газовая промышленность*. – 1993. – № 7. – С. 36–39.
30. Коррозионное растрескивание газопроводных труб в слабокислом грунте / Т.К. Сергеева, Н.И. Волгина, М.В. Илюхина, А.С. Болотов // *Газовая промышленность*. – 1995. – № 4. – С. 34–38.
31. Коррозионное растрескивание под напряжением металла труб / А.Д. Седых, Н.П. Лякишев, М.М. Кантор, В.Г. Антонов // *Газовая промышленность*. – 1997. – № 6. – С. 43–46.
32. Krivonosova Ye.A., Sinkina Ye.A. Modelling the growth kinetics of carbide phase particles in welded joints in high-alloy steels // *Welding International*. – 2014. – Vol. 28, iss. 6. – P. 461–464.

33. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А., Горчаков А.И. Влияние типа покрытия электродов на коррозионную стойкость металла шва стали 08X18H10T // Сварочное производство. – 2012. – № 4. – С. 38–41.

34. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А., Рудакова О.А. Исследование взаимосвязи между структурным составом зоны термического влияния и коррозионной стойкостью стали ЭП-56 различных плавок // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение. – 2011. – Т. 12, № 1. – С. 32–41.

35. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А. Моделирование кинетики роста частиц карбидных фаз в сварном шве высоколегированных сталей [Электронный ресурс] // Сварочное производство. – 2013. – № 6. – URL: [http://www.ic-tm.ru/info/svarochnoe\\_proizvodstvo](http://www.ic-tm.ru/info/svarochnoe_proizvodstvo) (дата обращения: 15.04.2017).

36. Golovanenko S.A., Zikeev V.N., Popova L.V. Effect of alloying elements and structure on the resistance of structure steels to hydrogen embrittlement // Metal Science and Heat Treatment. Plenum. – 1978. – P. 3–14.

37. Дерябкина Е.С., Жежер М.Н. Влияние термической обработки на склонность к МКК сварных соединений низконикелевой коррозионностойкой стали с азотом // Машинобудування: Зб. наук. праць. – 2012. – № 9. – С. 78–86.

38. Структурообразование и коррозионная стойкость сварных соединений из стали аустенитного класса / М.А. Кузнецов, Д.С. Карцев, С.П. Журавков, С.А. Баранникова // Технологии и материалы. – 2015. – № 1. – С. 18–24.

39. Змиенко Д.С., Носов С.И., Алексеенко П.А. Исследование микроструктуры кремнийсодержащих аустенитно-ферритных Cr–Ni–Nb сварных швов // Современные проблемы науки и образования. – 2012. – № 6. – С. 127.

### References

1. Vasilenko I.I., Melekhov R.K. Korrozionnoe rastreskivanie stalei [Corrosion cracking of staly]. Kiev: Naukova dumka, 1977, 264 p.

2. Gurvich L.Ia., Lashchevskii V.B. Soprotivlenie korrozionnomu rastreskivaniuu vysokoprochnykh nerzhaveiushchikh stalei i ikh svarnykh soedinenii [Resistance to corrosion cracking of high-strength stainless steels and their welded connections]. *Zashchita metallov*, 1993, vol. 29, no. 5.

3. Steklov O.I. Stoikost' materialov i konstruksii k korrozii pod napriazheniem [Resistance of materials and designs to corrosion energized]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 384 p.

4. Karpenko G.V., Vasilenko I.I. Korrozionnoe rastreskivanie stalei [Corrosion cracking of staly]. Kiev: Tekhnika, 1971, 192 p.

5. Riabchenkov A.V., Gerasimov V.I. Vliianie azota, fosfora i sery na stoikost' khromonikelevykh austenitnykh stalei k korrozionnomu rastreskivaniuu [Influence of nitrogen, phosphorus and sulfur on firmness chromonickel austenitic staly to corrosion cracking]. *Zashchita metallov*, 1970, no. 2, pp. 134–144.

6. Azhogin F.F. Korrozionnoe rastreskivanie i zashchita vysokoprochnykh stalei [Corrosion cracking and protection high-strength staly]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 256 p.

7. Kachanov V.A., Danilov Iu.B., Shepil' T.E., Gvozdikova E.K., Kozin V.Iu., Moravskii S.I., Skul'skii V.Iu., Gavrik A.R., Strizhius G.N., Kleshchevnikov I.D., Kopylov Iu.M., Medvedev A.G. Korrozionnoe povedenie svarnykh soedinenii raznorodnykh staley [Corrosion behavior of welded connections diverse staly]. Chast' 1. Laboratornye issledovaniia. Korroziia: materialy, zashchita, 2008., no. 11, pp. 10–16.

8. Orlik G.V., Orlik A.G., Korostelkin A.S. Issledovanie tekhnologicheskikh faktorov, vliiaiuschikh na mezhkristallitnuiu korroziuu pri svarke linzovogo patrubka [Research of the technology factors influencing intercrystalline corrosion when welding a lens branch pipe]. *Al'manakh sovremennoi nauki i obrazovaniia*, 2016, no. 12(114), pp. 67–70.

9. Svarka. Rezhka. Kontrol' [Welding. Cutting. Control]. Spravochnik: v 2 tomakh. Ed. N.P. Aleshina, G.G. Chernysheva. Moscow: Mashinostroenie, 2004.

10. Medovar B.I. Svarka zharoprochnykh austenitnykh staley i splavov [Welding heat resisting austenitic staly and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1966, available at: <http://mash-xxl.info> (accessed 15 april 2017).

11. Jaske C.E., Beavers J.A., Harle B.A. Effect of stress corrosion cracking on integrity and remaning life of natural gas pipelines. *Corrosion 96, NACE*, 1996. March, p. 255.

12. Solntsev Iu.P. Korroziia i korrozionnostoikie materialy. Obshchie svedeniia [Corrosion and corrosion-resistant materials. General information.]. Moscow: Mashinostroenie, 1979.

13. Petrov L.N. Korroziia pod napriazheniem [Stress corrosion]. Kiev: Vishchashk., 1986, 142 p.

14. Ul'ianin E.A. Korrozionnostoikie stali i splavy [Corrosion-resistant there were also alloys]. Spravochnik. Moscow: Metallurgiiia, 1991, 256 p.

15. Gerasimov V.V., Gerasimova V.V. Korrozionnoe rastreskivanie austenitnykh nerzhaveiushchikh staley [Corrosion cracking of austenitic stainless steels]. Moscow: Metallurgiiia, 1976, 176 p.

16. Stress corrosion cracking. Recommended practices. 2nd ed. Canadian Energy Pipeline Association (CEPA), 2007. 205 p.

17. Abrashin A.V. Svarka spetsial'nykh staley i splavov [Welding special staly and alloys]. Uchebnoe posobie. Brianskii gosudarstvennyi tekhnicheski universitet. Briansk, 2005, 116 p.

18. Zhuk N.P. Korroziia i zashchita metallov [Corrosion and protection of metals]. Moscow, 1968, 528 p.

19. Krivososova E.A., Yazovskikh V.M., Krivososova E.K. Structure formation and properties of corrosion-resistant steels during treatment of highly concentrated energy sources. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, no. 9–10, pp. 912–916.

20. Krivososova E.A., Krivososova E.K., Ponomarev I.S. Structure formation and corrosion resistance of austenitic steel treated with high-temperature energy sources. *Modern Applied Science*, 2015, vol. 9, no. 9, pp. 179–187.

21. Rakhshadt A.G., Geller Iu.A. Metallovedenie [Metallurgical science]. Moscow, 1994.

22. Beavers J.A. Nearneutral pH SCC: dormancy and reinitiation of Stress corrosion cracking. Report prepared for the Gas Research Institute. GRI-7045. 2004.

23. Bombara G., Cavallini M. Two cases of Stress cracking of pressure vessels in chemical plants. *Brit. Corros. Journa*, vol. 12, no. 4, pp. 241–242.

24. Krivonosova E.A., Sinkina E.A., Gorchakov A.I. Effect of the type of electrode coating on the corrosion resistance of weld metal in 08Cr18Ni10Ti steel. *Welding International*, 2013, vol. 27, iss. 6, pp. 489–492.

25. Sinkina E.A., Krivonosova E.A. Otsenka stoikosti svarnykh shvov vysokolegированной стали к коррозионному разрушению под напряжением [Assessment of resistance of welded seams of the high-alloyed steel to corrosion destruction energized]. *Izvestiia Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi Akademii Nauk*, 2013, vol. 15, no. 6(2), pp. 489–493.

26. Kostina M.V., Muradian S.O., Kalinin G.Iu., Fomina O.V., Blinova E.N., Kostina V.S., Shatalov A.V. Struktura i svoystva tolstolistovykh svarnykh soedinenii novoi austenitnoi azotsoderzhashchei стали dlia raboty v usloviakh vysokikh staticheskikh i znakovremennykh nagruzok korroziionnoi sredy [Structure and properties of plate welded compounds of new austenitic nitrogen-containing steel for work in the conditions of high static and sign-variable loadings of the corrosion environment]. *Voprosy materialovedeniia*, 2015, no. 1(81), pp. 95–107.

27. Oreshkin A.Iu., Shliachkov D.A., Iushkov A.B. Osobennost' korroziionnogo iznosa stali austenitnogo klassa pri provedenii ekspertizy promyshlennoi bezopasnosti tekhnologicheskogo oborudo-vaniia khimicheskoi i neftekhimicheskoi promyshlennosti [Feature of corrosion wear staly an austenitic class at expertize of industrial safety of processing equipment of the chemical and petrochemical industry]. *Sovremennye nauchnye issledovaniia i innovatsii*, available at: <http://web.snauka.ru/issues/2015/09/57762> (accessed 15 april 2017).

28. Antonov V.G., Kantor M.M. O mekhanizme razrusheniia magistral'nykh gazoprovodov vsledstvie korroziionnogo rastreskivaniia pod napriazheniem trubnykh stali [About the mechanism of corrupting of the main gas pipelines owing to corrosion cracking energized pipe staly]. *Korroziionnoe rastreskivanie pod napriazheniem trubnykh stali. Problemy resheniia: sbornik dokladov*. 14–15 noiabria 1995. SeverNIPIGaz. Ukhta, 1996, pp. 33–37.

29. Mazel' A.G. O stress-korrozii gazoprovodov [About a stress corrosion of gas pipelines]. *Gazovaia promyshlennost'*, 1993, no. 7, pp. 36–39.

30. Sergeeva T.K., Volgina N.I., Iliukhina M.V., Bolotov A.S. Korroziionnoe rastreskivanie gazoprovodnykh trub v slabokislom grunte [Corrosion cracking of gas pipelines in subacidic soil]. *Gazovaia promyshlennost'*, 1995, no. 4, pp. 34–38.

31. Sedykh A.D., Liakishev N.P., Kantor M.M., Antonov V.G. Korroziionnoe rastreskivanie pod napriazheniem metalla trub [Corrosion cracking energized metal of pipes]. *Gazovaia promyshlennost'*, 1997, no. 6, pp. 43–46.

32. Krivonosova Ye.A., Sinkina Ye.A. Modelling the growth kinetics of carbide phase particles in welded joints in high-alloy steels. *Welding International*, 2014, vol. 28, iss. 6, pp. 461–464.

33. Krivonosova E.A., Sinkina E.A., Gorchakov A.I. Vliianie tipa pokrytiia elektrodov na korroziionnuiu stoikost' metalla shva stali 08Kh18N10T [Influence like covering of electrodes on corrosion resistance of metal of a seam of steel 08X18H10T]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2012, no. 4, pp. 38–41.

34. Krivososova E.A., Sinkina E.A., Rudakova O.A. Issledova-nie vzaimosviasi mezhdu strukturnym sostavom zony termicheskogo vliianiia i korrozionnoi stoikost'iu stali EP-56 razlichnykh plavok [Interrelation research between structural structure of a zone of thermal influence and corrosion resistance there were EP-56 of various swimming trunks]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie i materialovedenie*, 2011, vol. 12, no. 1, pp. 32–41.

35. Krivososova E.A., Sinkina E.A. Modelirovanie kinetiki rosta chastits karbidnykh faz v svarnom shve vysokolegirovannykh sta-lei [Modeling of kinetics of growth of particles of carbide phases in a welded seam high-alloyed by staly]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2013, no. 6. Available at: [http://www.ic-tm.ru/info/svarochnoe\\_proizvodstvo](http://www.ic-tm.ru/info/svarochnoe_proizvodstvo) (accessed 15. april 2017).

36. Golovanenko S.A., Zikeev V.N., Popova L.V. Effect of alloying elements and structure on the resistance of structure steels to hydrogen embrittlement. *Metal Science and Heat Treatment. Plenum*, 1978, pp. 3–14.

37. Deriabkina E.S., Zhezher M.N. Vliianie termicheskoi obrabot-ki na sklonnost' k MKK svarnykh soedinenii nizkonikelevoi korrozionnostoikoi stali s azotom [Influence of heat treatment on tendency to MKK of welded compounds of low-nickel stainless steel with nitrogen]. *Mashinobuduvannia: Zbornik nauk prats'*, 2012, no. 9, pp. 78–86.

38. Kuznetsov M.A., Kartsev D.S., Zhuravkov S.P., Barannikova S.A. Strukturnoobrazovanie i korrozionnaia stoikost' svarnykh so-edinenii iz stali austenitnogo klassa [Structurization and corrosion resistance of welded connections from steel of an austenitic class]. *Tekhnologii i materialy*, 2015, no. 1, pp. 18–24.

39. Zmienko D.S., Nosov S.I., Alekseenok P.A. Issledovanie mikrostrukтуры kremniisoderzhashchikh austenitno-ferritnykh Cr–Ni–Nb svarnykh shvov [Research of a microstructure of siliceous austenitic and ferritic Cr–Ni–Nb of welded seams]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniia*, 2012, no. 6, pp. 127.

Получено 4.07.2017

#### Об авторах

**Кривонослова Екатерина Александровна** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: [katerinakkkkk@mail.ru](mailto:katerinakkkkk@mail.ru).

**Акулова Светлана Николаевна** (Пермь, Россия) – старший преподаватель кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: [veta-ru@yandex.ru](mailto:veta-ru@yandex.ru).

**Мышкина Альбина Васильевна** (Пермь, Россия) – старший преподаватель кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: [albina\\_myshkina@mail.ru](mailto:albina_myshkina@mail.ru).



**About the authors**

**Ekaterina A. Krivonosova** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: katerinakkkk@mail.ru.

**Svetlana N. Akulova** (Perm, Russian Federation) – Senior Lecturer, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: veta-ru@yandex.ru.

**Albina V. Myshkina** (Perm, Russian Federation) – Senior Lecturer, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: albina\_myshkina@mail.ru.