

УДК 620.197.1

Причины коррозионной повреждаемости оборудования холодильной техники

Д-р техн. наук **Ермаков Б.С.** ermakov55@bk.ru

Д-р техн. наук **Вологжанина С.А.** svet_spb@mail.ru

Иголкина Е.В. e.alekseevaa@yandex.ru

Университет ИТМО

Кронверкский пр-т, д. 49, Санкт-Петербург, 197101

Ермаков С.Б. s.b.ermakov@bk.ru

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Политехническая, д. 29, Санкт-Петербург, 195251

Коррозионная повреждаемость оборудования является одной из главных причин ускоренного выхода из строя машин и аппаратов холодильной техники. Среди различных видов коррозии наиболее опасным является МКК – межкристаллитная коррозия, развивающаяся по границам зерен материалов. Этому виду коррозии подвержены все коррозионностойкие легированные стали, в том числе аустенитные стали хромоникелевого класса. В работе исследована стойкость стали, содержащей 18% хрома и 10–13% никеля в условиях, имитирующих условия эксплуатации оборудования, подвергающегося в ходе эксплуатации технологическим или ремонтным, в частности, сварочным разогревам в ходе длительной эксплуатации. Испытания на склонность материала к МКК были проведены по методу АМУ (ГОСТ 6052-75) на аустенитизированных образцах после провоцирующего нагрева в диапазоне температур 670 – 1070К в течение времени от 0,5 до 100 ч. Были выполнены исследования механических свойств стали в аустенитизированном состоянии и после провоцирующих склонность к МКК разогревов, методами эмиссионной спектральной микроскопии и Оже-спектроскопии были исследованы поверхности разрушения образцов, получены данные о перераспределении основных легирующих и примесных элементов в границах зерен стали после провоцирующих нагревов и роль образующихся зернограницных сегрегаций в изменении стойкости стали против воздействия коррозионно-агрессивных сред. Возникновение и развитие неравновесных сегрегаций фосфора в ходе провоцирующих склонность к МКК нагревов вызывает снижение козезии границ зерен и, как следствие, приводит к снижению коррозионной стойкости и охрупчиванию материала.

Ключевые слова: коррозионная повреждаемость, межкристаллитная коррозия, аустенитные стали, оборудование холодильной техники, кривые Ролассона, фрактограммы разрушения.

DOI:10.17586/2310-1148-2017-10-4-3-12

Reasons of corrosion damageability of the equipment refrigerating equipment

D.Sc. **Ermakov B.S.** ermakov55@bk.ru

D.Sc. **Vologjanina S.A.** svet_spb@mail.ru

Igolkina E.V. e.alekseevaa@yandex.ru

ITMO University

Kronverksky pr., 49, St. Petersburg, 197101

Ermakov S.B. s.b.ermakov@bk.ru

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University

Polytechnical, 29, St. Petersburg, 195251

Corrosion damage of equipment is one of the main reasons for the accelerated failure of the machines and apparatuses of refrigeration equipment. Among the various types of corrosion is the most dangerous МКК – intergranular cor-

rosion that develops at the grain boundaries of materials. This type of corrosion affects all corrosion resistant alloy steels, including austenitic stainless steel grade. The work investigated the resistance of steel containing 18% chromium, 10-13% Nickel in conditions simulating the operating conditions of the equipment exposed during the operation of the processing or repair, in particular, welding warm UPS in the long run. Testing the propensity of a material to the ICC was carried out according to the method of AMU (GOST 6052-75) austenitizing samples after provoking heating in the temperature range 670 – 1070K during the time from 0.5 to 100 h. Were performed studies of mechanical properties of steel in authenticisierung state and after provoking a tendency to ICC warm-UPS, the methods of emission spectral microscopy and auger spectroscopy were studied the surface of fracture samples, provided data on the redistribution of major alloying and impurity elements in the grain boundaries of the steel after provoking heating and the role of the grain boundary of the formed CE-gregate in the change of resistance of steel against exposure to corrosive environments. The emergence and development of non-equilibrium segregation of phosphorus in the course of a provoking tendency to warmed up ICC-world war II causes a decrease in the cohesion of grain boundaries and, consequently, leads to a decrease in corrosion resistance and embrittlement of the material.

Keywords: Corrosion damage, intergranular corrosion, austenitic steel, refrigeration equipment, curves of Roloson, proctogram destruction

Актуальность исследования

Коррозионные повреждения – одно из наиболее опасных явлений, приводящих к снижению надежности и долговечности оборудования холодильной техники. Приводить к появлению коррозионных дефектов оборудования низкотемпературной техники могут агрессивные хладагенты (например, аммиак, оказывающий негативное влияние на цветные металлы), кислоты, растворы хлористого натрия и хлористого кальция, смазочные масла, а также вода, применяемая в качестве охладителя. Приводя к появлению повреждений и разрушению материалов оборудования, коррозия в то же время загрязняет поверхности теплопередачи и забивает продуктами коррозии отдельные узлы приборов, арматуры и трубопроводов. Применение эффективных мероприятий по защите от проявления коррозии позволяет повысить экономичность и долговечность работы холодильного оборудования. Следует учитывать, что в металлах, контактирующих с растворами солей, являющихся средами – электролитами, активно развивается электрохимическая коррозия. При этом кислород, который может содержаться в растворенном виде в рассоле, воде, смазочном масле, будет способствовать ускоренному разрушению металлов при такой коррозии [1, 2]. Анализ разрушений теплообменного энергетического оборудования показал, что на долю межкристаллитной коррозии, – одного из самых опасных видов коррозии, – приходится более 40 % всех повреждений. Сопоставимые с этими цифрами потери выявлены и в ядерной, химической, нефтехимической и газоперерабатывающей отраслях промышленности [2–6 и др.].

Однако, до настоящего времени, проблема коррозионного повреждения, зарождения и развития коррозионных дефектов, основные методы повышения устойчивости материалов против МКК исследуются, в основном, на примерах оборудования, в ходе эксплуатации которого возникают повышенные температуры. Проблема появления дефектов коррозии в системах, работающих при комнатных, климатических и пониженных температурах, проведение аналитического исследования изменения комплекса свойств их материалов в диапазоне рабочих температур от 293 до 120К до настоящего времени не привлекают внимания специалистов и ученых. При этом системы сжижения природного газа и другое холодильное технологическое оборудование [5–7] испытывают при эксплуатации резкие перепады температур, связанные с технологическими, ремонтными (в том числе сварочными) разогревами, а также подвергаются агрессивному воздействию внешних и рабочих сред, приводящих к появлению различных также коррозионных повреждений.

Целью настоящего исследования является оценка стойкости к межкристаллитной коррозии (МКК) аустенитных сталей низкотемпературного оборудования после длительной эксплуатации в условиях провоцирующих нагретов.

Методика исследования

Исследования по оценке склонности материала к МКК проводились по методу АМУ в соответствии с ГОСТ 6032-2003 «Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии». В ходе исследования использовали аустенитизированные образцы после провоцирующего нагрева в диапазоне температур от 670 до 1070 К продолжительностью от 0,5 до 100 ч. Такие провоцирующие нагревы позволяли имитировать эксплуатационные технологические разогревы металла оборудования низкотемпературных систем различного назначения.

Оценку механических характеристик в условиях статического одноосного растяжения проводили в соответствии с ГОСТ 11150-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах».

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов проводились на сканирующем электронном микроскопе Quanta Inspectс учетом [8].

Химический анализ поверхностей изломов образцов, разрушенных, при испытаниях на одноосное статическое растяжение и ударном изгибе при 120К осуществляли методами ЭСМА [9] и Оже-спектроскопии. Анализ проводился от поверхности вглубь на 600 - 700 нм с шагом 100нм.

Анализ полученных результатов

Одними из наиболее распространенных коррозионностойких материалов, чаще всего применяемого для изготовления разнообразного оборудования, являются аустенитные стали хромоникелевого класса, содержащие 17–19 % хрома и 10–13 % никеля [10]. Склонность хромоникелевой стали к межкристаллитной коррозии (МКК) была проанализирована на аустенитизированных образцах, изготовленных из плавок стали, химический состав которых приведен в табл.1. Аустенитизацию проводили по следующему режиму: нагрев 1050 – 1100 °С, выдержка в течение 1 часа, охлаждение в воде.

Для сравнения были изучены образцы стали 12Х18Н12Т, вырезанные из элементов систем сжижения природного газа после их эксплуатации в течение 105 тыс. ч. Химический состав образцов вырезки также приведены в табл. 1. При визуальном осмотре вырезки на ее поверхности были обнаружены следы МКК.

Таблица 1

Химический состав исследованных плавок и образца вырезки из оборудования

Плавка №	Содержание элементов, в % масс							
	C	Si	Cr	Ni	Mn	S	P	Ti
1	0,12	0,54	17,9	10,1	1,14	0,011	0,021	0,30
2	0,12	0,58	18,2	11,6	1,01	0,010	0,022	0,33
3	0,12	0,59	18,1	13,0	1,12	0,010	0,020	0,31
вырезка	0,11	0,61	18,1	12,4	1,16	0,012	0,022	0,32

На рис. 1 приведены данные исследований по склонности стали 12Х18Н12Т к МКК в зависимости от содержания в ней никеля с учетом различных режимов провоцирующих нагревов. Выявлено, наименьшая стойкостью против МКК наблюдается после провоцирующего нагрева в интервале температур от 820 до 870 К продолжительностью τ_p от 3,5 до 4,0 ч. Увеличение содержания никеля в стали способствует уменьшению времени выдержки τ_p при провоцирующем нагреве, которое приводит к появлению МКК.

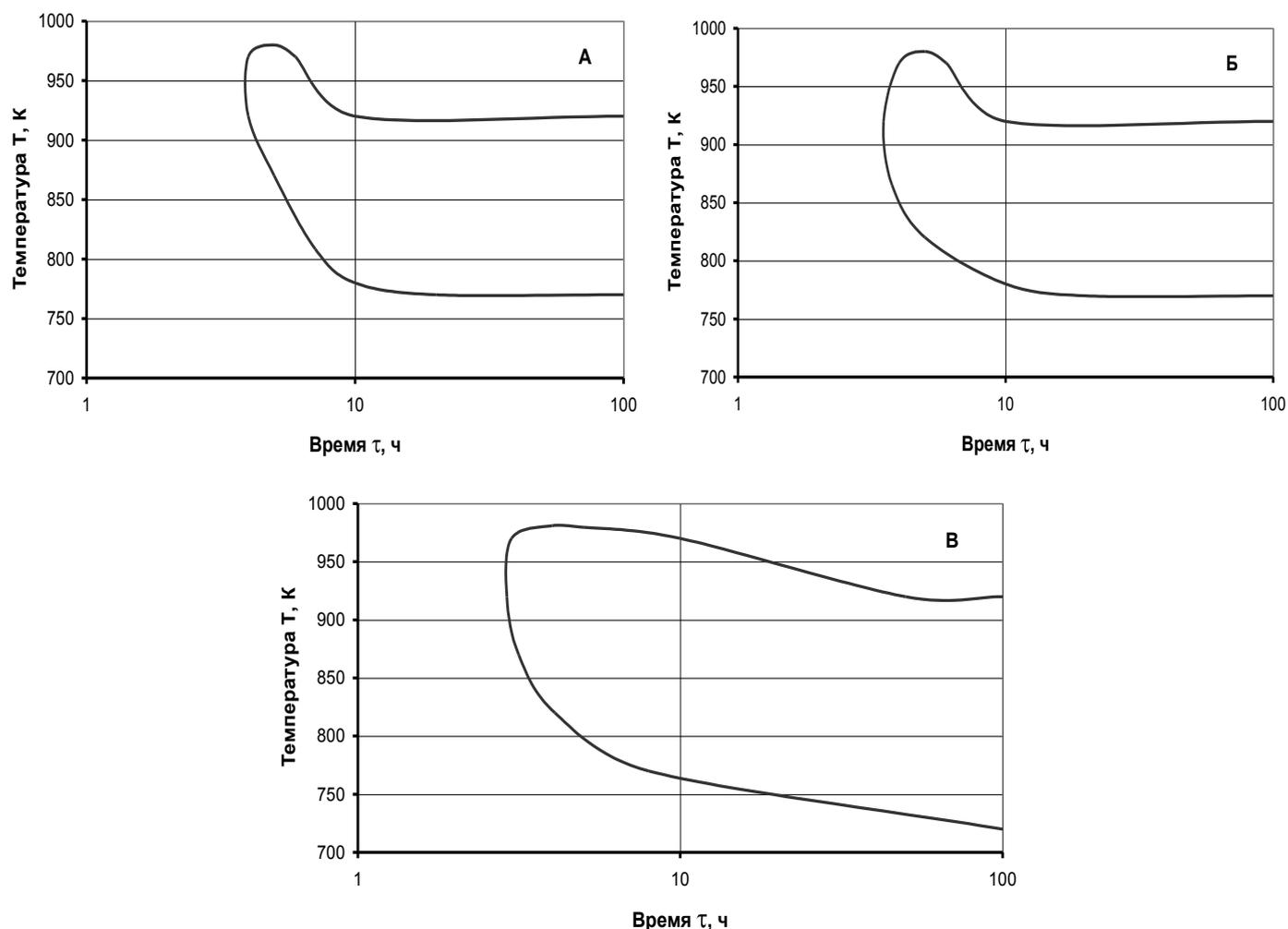


Рис. 1 Температурно-временные области (кривые Ролассона) склонности опытных плавок стали (а – плавка 1, б – плавка 2, в – плавка 3)

В табл. 2 приведены значения механических свойств образцов опытных плавок стали, имеющих различное содержание никеля, как в аустенитизированном состоянии, так и после различных режимов провоцирующего нагрева. Оценку свойств проводили как до испытаний на стойкость против МКК (см. табл. 2), так и после выдержек в водном растворе сернокислой меди (табл. 3).

Таблица 2

Механические свойства опытных плавок стали в аустенитизированном состоянии

Механические свойства	Температура испытания, К					
	293			120		
	Плавка					
	1	2	3	1	2	3
σ_B , МПа	600	630	640	910	930	945
$\sigma_{0,2}$, МПа	280	280	315	410	425	455
δ_5 , %	55	55	60	57	60	63
KCV, МДж/м ²	3,0	3,1	3,2	2,4	2,4	2,4

Продолжительность выдержки в ходе исследований выбиралась такой, чтобы сформировалась МКК и в поверхности образца появились коррозионные трещины. Установлено, что повышение температуры и увеличение продолжительности провоцирующих нагревов, даже в отсутствии коррозионной среды, приводит к охруп-

чиванию образцов. Такое влияние наиболее интенсивно в температурно-временной зоне провоцирующих нагревов, которые приводят к снижению стойкости стали против МКК.

Таблица 3

Механические свойства опытных плавок стали после провоцирующего нагрева и выдержек в коррозионно-агрессивной среде

Механические свойства при температуре 293 К	Провоцирующий нагрев 923 К в течение, для плавки					
	10 час			100 час		
	1	2	3	1	2	3
σ_B , МПа	640	665	680	685	700	725
$\sigma_{0.2}$, МПа	330	340	360	355	380	405
δ_5 , %	24	21	19	20	16	16

Исследуемые образцы помещали в коррозионно-агрессивную среду, что приводило к возникновению на их поверхности коррозионных дефектов в виде зернограницных трещин, что способствовало дальнейшему снижению пластичности стали и далее к ее ускоренному разрушению до полного исчерпания запаса прочности.

На следующем этапе металлографическим методом проведены исследования по оценке механизма разрушения сталей. Для этого были изучены изломы образцов, разрушенных при одноосном статическом растяжении и ударном изгибе. Анализ изломов проводился на образцах после провоцирующего нагрева в течение $\tau = \tau_p + 1$ час как до, так и после их погружения в коррозионную среду.

На рис. 2, а представлена поверхность разрушения образца в аустенитизированном состоянии. Излом поверхности разрушенных образцов классифицирован вязким, внутризерненным, называемым механизмом ямочного отрыва. В изломах образцов после термической обработки, приводящей к возникновению МКК, обнаружены зоны как внутризерненного, так и межзерненного разрушения (см. рис. 2, б).

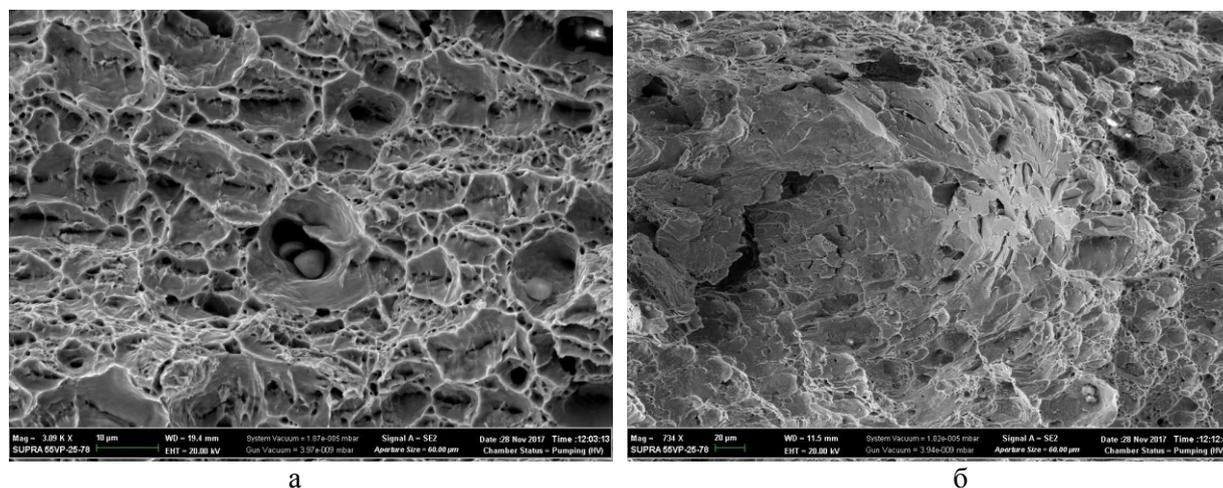


Рис. 2. Фрактограммы изломов образцов нержавеющей стали:
 а – аустенитизированное состояние,
 б – после провоцирующего нагрева 870К, продолжительностью 10 час

Соотношение размеров зон и для внутризерненного, и для межзерненного разрушения определяется режимом провоцирующего нагрева, химическим составом стали и, прежде всего, содержанием никеля в стали.

Анализ поверхности разрушенных образцов показал, что изломы образцов обогащены хромом, углеродом, примесными атомами. Углерод и хром в структуре изломов, в основном, находятся в связанном состоянии – в форме карбидов, а твердый раствор границ обеднен по их содержанию. Каких-либо соединений фосфора в изломах не обнаружено. В табл. 4 показаны данные по сравнению содержания элемента в слое (C_2) к среднему содержанию элемента в стали (C_x).

Таблица 4

Влияние температуры провоцирующего нагрева на изменение концентрации Cr, C, P в изломе толщиной 100 мм

Провоцирующий нагрев		Плавка											
		1			2			3			вырезка		
		C ₂ /C _x × 100 %											
T, K	τ, ч	C	Cr	P	C	Cr	P	C	Cr	P	C	Cr	P
773	10	140	125	170	140	130	180	150	150	230	–	–	–
923	10	180	200	300	200	230	340	210	250	350	–	–	–
973	10	205	220	355	250	250	380	250	280	395	–	–	–
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	230	300	380

С целью выяснения влияния МКК на механические свойства сталей в эксплуатационных условиях из металла вырезок были изготовлены образцы для испытания на статическое растяжение и ударный изгиб. Данные по результатам исследований натуральных образцов, испытанных при температурах 293 и 120К приведены в табл. 5.

Сравнение данных по механическим свойствам образцов без коррозионных трещин (табл. 2), с коррозионными трещинами (табл. 3) и из натуральных заготовок (табл.4)позволило установить, что коррозионные разрушения приводят к падению механических свойств. Особенно резко это влияние сказывается на характеристиках пластичности и ударной вязкости. Степень снижения увеличивается с повышением содержания в стали никеля.

Таблица 5

Механические свойства образцов стали 12X18H12T после эксплуатации в течение 105000 часов

Температура испытания, K	Механические свойства			
	σ , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ ₅ , %	KCV, МДж/м ²
293	550-570	240-198	12-9	0,3-0,5
120	880-920	398-415	8-5	0,2-0,4

МКК, в зависимости от степени кислотности коррозионной среды, может развиваться по различным механизмам. В случае сильнокислотных сред развитие трещины осуществляется по границам зерен из-за растворения карбидных и других включений с низкой коррозионной стойкостью. В этом случае, благодаря выводу продуктов коррозии из зоны реакции, в поверхности коррозионной трещины (границе зерна), вдоль которой развивается МКК, уменьшается количество хрома и углерода – основных составляющих образующегося карбида Me₂₃C₆. При наличии слабокислотных сред трещина развивается по зонам границ зерен, обедненных хромом, огибая при этом карбидные включения [11]. Следовательно, для такого случая, благодаря сохранению карбидов, поверхность трещины должна содержать повышенное количество хрома и углерода. Это было подтверждено данными, полученными при анализе поверхностей трещин, вызванных МКК, на образцах из металла вырезок и образцах из опытных плавок сталей (см. табл. 6).

Полученные результаты хорошо согласуются с теоретическими представлениями по МКК [11–13]. Они позволяют предположить, что разрушение, вызванное МКК оборудования низкотемпературных систем, в основном может быть связано с присутствием в их среде слабокислотных компонентов.

Таблица 6

Влияние интенсивности провоцирующего нагрева на концентрацию С, Cr и P в поверхности изломов образцов опытных плавки и натурального образца

Химический элемент	Сизл/Сср,(%)*									Вырезка
	Интенсивность провоцирующего нагрева									
	770К-10 час			820К-10 час			870К-10 час			
	Номер сплава									
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	
Углерод	147	144	141	210	197	170	250	249	192	238
Хром	156	136	132	262	244	196	274	247	224	296
фосфор	240	184	171	376	347	297	392	380	345	386

*концентрация элемента в изломе к среднему его содержанию в процентах

Увеличение содержания никеля от 10 % (плавка 1) до 13 % (плавка 3), способствует повышению склонности стали к МКК. В данном случае влияние никеля можно объяснить тем, что он, повышая скорость диффузии углерода в аустените, тем самым способствует ускорению выделения карбидов по границам зерен (см. табл. 7). Установлено, что повышение интенсивности провоцирующих нагревов и содержания никеля в стали ускоряет образование карбидной фазы по границам зерен.

Так, количество хрома, связанного в карбидную фазу, в границах зерен стали увеличивается от 12–13 % (среднего содержания хрома во вскрытых при механических испытаниях границах (провоцирующий отпуск – 1 час) до 65–77 % (провоцирующий отпуск –100час.). В этом случае рост концентрации хрома в изломах осуществляется как за счет его диффузии из приграничных областей, так и обезлегированием зернограничного твердого раствора, а абсолютное содержание его в поверхности изломов определяется температурой, скоростью и временем диффузии.

Таблица 7

Перераспределение хрома между твердым раствором и карбидной фазой в зависимости от интенсивности провоцирующего нагрева

Плавка	Температура Провоцирующего нагрева	Cr _{связ} /Cr _{изл} х100%			
		Время провоцирующего нагрева, час			
		1	10	20	100
1	720	12	27	56	65
	920	14	34	69	71
3	720	13	33	61	72
	920	17	54	71	77

Увеличение примерно на 2 % содержания никеля от плавки 1 к плавке 3 способствует ускорению процессов перераспределения хрома (см. табл. 5). В результате возрастает абсолютная концентрация хрома в границах зерен плавки 3 в 1,25 раза, по сравнению с плавкой 1. Одновременное протекание процессов диффузии атомов хрома из приграничных зон зерен к их границам с образованием в них карбидов Me₂₃C₆ еще более обедняет границы по хром, создавая при этом благоприятные условия для диффузии углерода и фосфора из зерна к его поверхности.

Следовательно, охрупчивание стали в интервале температур от 720 до 920К может быть вызвано образованием карбидной сетки по границам зерен, которое сопровождается снижением в твердом растворе содержания хрома, вплоть до потери коррозионной стойкости, составляющем менее 12 % масс. Cr, и развитием МКК по границам зерен.

Наряду с этим, на процессы охрупчивания стали могут оказывать дополнительное влияние неметаллические включения, а также сегрегации примесных элементов в границах зерен, в частности, сегрегации фосфора. При нагревании фосфор, являясь примесью замещения, при температуре выше 720К стремится покинуть твердый раствор в теле зерна, формируя на его границах зоны повышенной концентрации – сегрегации. Скорость этого

процесса зависит от температуры нагрева и одновременно увеличивается по мере уменьшения в твердом растворе элементов, которые препятствуют его диффузии.

Возникновение на границах зерен сегрегаций фосфора, с учетом одновременного образования и роста карбидных включений, приводят к формированию на границах сложноподвижного состояния ввиду существенной разницы в параметрах кристаллической решетки твердого раствора и карбидной фазы, а также снижает концентрацию легирующих элементов в приграничных зонах зерна и приводят к появлению нового граничного состояния. Вместо ранее существовавшей системы границ формируются новые межфазные границы. Образование химического соединения с «жесткой» кристаллической решеткой типа $Me_{23}C_6$ в исходных границах, содержащих повышенное количество примесных атомов, способствует, таким образом, «изгнанию» атомов примеси замещения из тех объемов границ, которые заняты химическими соединениями [14, 15]. Все это приводит к еще большему насыщению примесными элементами вновь образованных границ, способствуя снижению когезии.

Данные по энергии взаимодействия E_a атомов фосфора с границами зерен в зависимости от режима отпуска, рассчитанные на основе соотношения (1) [16], приведены в табл. 8.

$$C_s k = \frac{C_o \exp(E_a / RT)}{1 + \dots} \quad (1)$$

где C_s – содержание элемента в анализируемой поверхности (границе зерна, C_o – среднее содержание элемента в стали, k – поправочный коэффициент, учитывающий особенности диффузионных процессов в сталях).

Таблица 8

Энергия взаимодействия атома фосфора с границей зерна в зависимости от интенсивности отпуска

Плавка 3				Плавка 2				Плавка 1			
Провоцирующий нагрев											
Т, К	τ , ч	МКК*	E_a , эВ	Т, К	τ , ч	МКК*	E_a , эВ	Т, К	τ , ч	МКК*	E_a , эВ
1020	3	–*	0,23	1020	3	–	0,23	1020	2	–	0,21
	4	–	0,31		4	–	0,26		3	–	0,23
	5	–	0,37		5	–	0,29		4	–	0,28
	8	–	0,39		8	–	0,38		5	–	0,37
970	3	–	0,31	970	3	–	0,25	970	2	–	0,20
	4	0	0,37		4	0	0,33		3	0	0,24
	5	+	0,46		5	+	0,45		4	+	0,38
	8	+	0,49		8	+	0,48		5	+	0,44
920	3	–	0,22	920	3	–	0,28	920	2	–	0,18
	4	0	0,33		4	0	0,34		3	0	0,23
	5	+	0,47		5	+	0,45		4	+	0,39
	8	+	0,50		8	+	0,49		5	+	0,49
870	3	–	0,18	870	3	–	0,19	870	2	–	0,18
	4	0	0,22		4	0	0,27		3	0	0,22
	5	+	0,44		5	+	0,41		4	+	0,38
	8	+	0,61		8	+	0,56		5	+	0,42

Примечание *: «–» – сталь не склонна к МКК: «+» – склонна к МКК (см. рис. 1)

Энергия взаимодействия E_a для атомов фосфора с границами зерен γ – железа составляет величину порядка от 0,12 до 1,1 эВ [12]. При этом, чем меньше величина энергии взаимодействия, тем толще слой, в котором обнаружено повышенное содержание атомов примеси, и тем меньше концентрация, а следовательно и роль этой примеси, в изменении свойств двумерного зернограничного твердого раствора. Как следует из приведенных в табл. 7 данных (см. плавку 3), с повышением длительности провоцирующего нагрева при 870 К, например, от 3 до 8 ч, энергия взаимодействия увеличивается от $E_a = 0,18$ до 0,39 эВ. Таким образом, происходит постепенное утончение слоя сегрегации, способствующему ее приближению к равновесному состоянию.

Увеличение концентрации никеля в стали от плавки 1 к плавке 3, таким образом, приводит к повышению содержания фосфора в границах зерен по отношению к его среднему содержанию в зерне. Так, отпуск при температуре 970К в течение 5 час приводит к увеличению содержания фосфора в границах зерен стали плавки 1 примерно в 29 раз по отношению к среднему содержанию в стали, а в границах стали плавки 3 – в 31 раз. То есть, повышение содержания никеля в стали приводит к более интенсивному перетоку атомов фосфора в тонкие слои границ, способствуя, таким образом, повышению энергии взаимодействия.

Величина энергии взаимодействия для плавки с наименьшим содержанием никеля составила $E_a = 0,44$ эВ, а для плавки с наибольшим содержанием никеля энергия взаимодействия увеличилась до $E_a = 0,48$ эВ.

Следовательно, чем больше в стали никеля, тем выше значение энергии взаимодействия E_a и тем меньше протяженность слоя, в котором наблюдается повышенная концентрация примеси и выше ее концентрация в первых атомных слоях границ зерен.

Выводы

Проведенные исследования позволили установить, что охрупчивающее влияние технологических разогревов оборудования, повышая склонность аустенитной хромоникелевой стали к межкристаллитной коррозии, даже в условиях отсутствия коррозионной среды и возникновения трещин МКК, может резко проявиться в области пониженных температур. Такое влияние может быть объяснено суперпозицией двух процессов [15, 16]: образованием карбидной сетки по границам зерен в стали при одновременном уменьшении содержания хрома в твердом растворе с одной стороны при одновременном увеличении концентрации примесных атомов замещения в границах зерен – с другой. Формирование и развитие неравновесных сегрегаций фосфора в процессе провоцирующих склонность к межкристаллитной коррозии нагревов вызывает снижение когезии границ зерен и приводит к дополнительному охрупчиванию металла.

Никель, способствуя ускорению протекания процессов карбидообразования в стали, приводит к ускорению скорости диффузии атомов фосфора в границы зерен. Толщина слоя неравновесной сегрегации фосфора уменьшается, а концентрация фосфора в границах зерен увеличивается при повышении содержания никеля в стали. Еще одним фактором, повышающим концентрацию фосфора в границах зерен стали в процессе провоцирующих нагревов, по нашему мнению, является интенсивное протекание процессов карбидообразования и возникновение в таком случае новой двойной межзеренной границы «матрица – граница – карбид – граница – матрица». Образование частицы карбида приводит к вытеснению атомов фосфора из объемов, занятых вновь образованными химическими соединениями. Коррозионная среда, попадающая на поверхность оборудования в процессе межэксплуатационных остановов, приводит к образованию коррозионных дефектов, выступающих, как зародыши магистральной трещины при последующем низкотемпературном нагружении материала.

Литература

1. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С. Ресурс материалов низкотемпературных конструкций – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2006, 512 с.
2. Паршин А.М., Васильков Н.Б. Структура, прочность и коррозионная стойкость хромоникелевых мартенситно-старееющих сталей и рациональные области их применения. // Л.: ЛДНТП, 1981. – 24 с.
3. Нечаев Н.П., Детков П.Г., Пономарев Ю.С. Коррозионное поведение стали 12Х18Н10Т в условиях контакта парогазовой смеси нитрахлорида Тi и углерода. // Коррозия и защита металлов. – Тез. Докл. 12 Пермской конференции. – Пермь: 1990. – С. 135.
4. Кузюмов А.Н., Крикун В.П., Нихаенко Ю.Я. Некоторые особенности коррозионного растрескивания оборудования в серноокислых средах // З.М., 1999, 35.3. – С. 321–323.
5. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении.// СПб.: Политехника, 1994. – 96 с.
6. Лебедев В.Ф., Чумак И.Г. Холодильная техника // М.: Агропромиздат, 1986. – 335 с.
7. Мальцева Г.Н. Коррозия и защита оборудования от коррозии: Учеб. пособие. – Пенза: Изд-во Пензенского государственного университета, 2000. – 211 с.
8. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Дефекты в металлах. Справочник-атлас. М.: Русский университет, 2002. 360 с.
9. Королев Н.В., Колчин Г.Г., Ермаков Б.С. Опыт применения эмиссионного спектрального микроанализа для повышения надежности конструкционных материалов. – Л.: ЛДНТП, 1987. – 29 с.
10. Ермаков Б.С. Металлургия и металловедение технологических процессов в машиностроении // СПб.: ИТМО ИХиБТ, 2013, 312 с.

11. *Абаев В.Д., Бибик А.В., Власов И.Г. Ермаков Б.С., Семенова С.А.* Новый справочник химика и технолога. Электродные процессы, химическая кинетика и диффузия. Коллоидная химия. СПб.: АНО НПО «Профессионал». 2004, 838 с.
12. *Улиг Г.Г., Ревы Р.У.* Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику: Пер. с англ. / Под ред. А.М. Сухотина.– Л.: Химия, 1989.– Пер. изд., США, 1985. – 456 с.: ил.
13. *Архаров В.И.* О межкристаллитной внутренней адсорбции и хрупком разрушении по границам зерен. В кн. Физика хрупкого разрушения. Киев, Наукова думка, 1976, ч.11, с. 44-57.
14. *Устиновичиков Ю.И., Банных О.А.* Природа отпускной хрупкости сталей. // М., Наука, 1984, 239 с.
15. *Ермаков Б.С., Солнцев Ю.П.* Межкристаллитная коррозия – основной фактор ускоренного разрушения оборудования из аустенитных сталей.// Балтийские металлы, 2000, 2, с. 18–21/
16. *Vologzhanina S.A., Ermakova T.V., Solntsev Y.P.* Long-term behavior of material at low temperature: Development of a model of grain-boundary segregation in Fe-C alloys // *Steel in Translation*. 2004. No. 34(5). pp. 82.

References

1. Solntsev Yu.P., Ermakov B.S. Resurs materialov nizkotemperaturnykh konstruksii – SPb.: KhIMIZDAT, 2006, 512 p.
2. Parshin A.M., Vasil'kov N.B. Struktura, prochnost' i korrozionnaya stoikost' khromonikelevykh martensitno-stareyushchikh stalei i ratsional'nye oblasti ikh primeneniya. // L.: LDNTP, 1981. – 24 p.
3. Nechaev N.P., Detkov P.G., Ponomarev Yu.S. Korrozionnoe povedenie stali 12Kh18N10T v usloviyakh kontakta parogazovoi smesi nitrakhloridaTi i ugleroda. // Korroziya i zashchita metallov. – Tez. Dokl. 12 Permskoi konferentsii. – Perm': 1990. – P. 135.
4. Kuzyumov A.N., Krikun V.P., Nikhaenko Yu.Ya. Nekotorye osobennosti korrozionnogo rastreskivaniya oborudovaniya v sernokislykh sredakh // *Z.M.*, 1999, 35.3. – P. 321–323.
5. Parshin A.M., Tikhonov A.N. Korroziya metallov v yadernom energomashinostroenii.// SPb.: Politehnika, 1994. – 96 p.
6. Lebedev V.F., Chumak I.G. Kholodil'naya tekhnika.// M.: Agropromizdat, 1986. – 335 p.
7. Mal'tseva G.N. Korroziya i zashchita oborudovaniya ot korrozii: Ucheb. posobie. – Penza: Izd-vo Penzen-skogo gosudarstvennogo universiteta, 2000. – 211 p.
8. Ezhov A.A., Gerasimova L.P. Defekty v metallakh. Spravochnik-atlas. M.: Russkii universitet, 2002. 360 p.
9. Korolev N.V., Kolchin G.G., Ermakov B.S. Opyt primeneniya emissionnogo spektral'nogo mikroanaliza dlya povysheniya nadezhnosti konstruksionnykh materialov. – L.: LDNTP, 1987. – 29 p.
10. Ermakov B.S. Metallurgiya i metallovedenie tekhnologicheskikh protsessov v mashinostroenii // SPb.: ITMO IKhiBT, 2013, 312 p.
11. *Абаев В.Д., Бибик А.В., Власов И.Г. Ермаков Б.С., Семенова С.А.* Novyi spravochnik khimika i tekhnologa. Elektrodnye protsessy, khimicheskaya kinetika i diffuziya. Kolloidnaya khimiya. SPb.: ANO NPO «Professional». 2004, 838 p.
12. *Улиг Г.Г., Ревы Р.У.* Korroziya i bor'ba s nei. Vvedenie v korrozionnuyu nauku i tekhniku: Per. s angl. / Pod red. A.M. Sukhotina.– L.: Khimiya, 1989.– Per. izd., SShA, 1985. – 456 p.
13. *Архаров В.И.* O mezhkristallitnoi vnutrennei adsorbtsii i khрупkom razrushenii po granitsam zeren. V kn. Fizika khрупkogo razrusheniya. Kiev, Naukova dumka, 1976, ch.11, P. 44-57.
14. *Устиновшчиков Ю.И., Банныkh О.А.* Priroda otpusknoi khрупkosti stalei. // M., Nauka, 1984, 239 p.
15. *Ермаков Б.С., Солнцев Ю.П.* Mezhkristallitnaya korroziya – osnovnoi faktor uskorenного razrusheniya oborudovaniya iz austenitnykhstalei.// Baltiiskie metally, 2000, 2, P. 18–21/
16. *Vologzhanina S.A., Ermakova T.V., Solntsev Y.P.* Long-term behavior of material at low temperature: Development of a model of grain-boundary segregation in Fe-C alloys // *Steel in Translation*. 2004. No. 34(5). pp. 82.

Статья поступила в редакцию 23.10.2017 г.