

## **Анализ случаев повреждений трубопроводов из аустенитной стали в атомной энергетике**

**Г. П. Карзов, Б. Т. Тимофеев, Т. А. Чернаенко**

ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

*Используя опыт длительной эксплуатации АЭС с реакторами РБМК и ВВЭР, проанализированы случаи повреждений трубопроводов из стали типа X18H10T. Показано, что основным механизмом повреждений сварных соединений трубопроводов из этой стали является межкристаллитное коррозионное растрескивание. Причина таких повреждений – совместное воздействие высокого уровня напряжений, заметное содержание кислорода в теплоносителе и сенсibilизация стали в зоне термического влияния сварных соединений трубопроводов. Рассмотрены компенсирующие мероприятия, позволяющие снизить отрицательное воздействие межкристаллитного коррозионного растрескивания при эксплуатации.*

**Ключевые слова:** повреждение, уровень напряжения, эксплуатация, сенсibilизация, трубопровод, сварное соединение.

**Введение.** Опыт эксплуатации оборудования АЭС в России и за рубежом показал, что отдельные его элементы и, прежде всего, сварные узлы, изготовленные из аустенитных нержавеющей сталей, повреждаются в течение проектного срока службы. По мировой статистике до 41% общего числа повреждений такого оборудования связано с воздействием теплоносителя. К числу наиболее опасных повреждений относится выход из строя трубопроводов первого контура. Общим для всех случаев повреждений трубопроводов из стали типа 18–8 является образование межзеренных трещин либо в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений, металл которых сенсibilизировался при сварке, либо в элементах, металл которых подвергался сенсibilизирующей термической обработке при изготовлении оборудования. В практике эксплуатации зарубежных АЭС (США, Германия, Япония) эта проблема занимает одно из главенствующих мест. В нашей стране для энергетического оборудования используется стабилизированная аустенитная сталь 08X18H10T, обладающая высокой стойкостью в высокотемпературной кислородсодержащей водной среде. Тем не менее, на ряде АЭС с реакторами РБМК после эксплуатации более 50 тыс. ч в трубопроводах из нержавеющей стали были обнаружены многочисленные случаи образования трещин.

**1. Случаи повреждений трубопроводов.** Проблема коррозионного растрескивания сварных соединений, изготовленных из аустенитных нержавеющей сталей, возникла в конце 60-х годов прошлого столетия. Впервые дефекты в виде трещин были обнаружены на отдельных участках ЗТВ сварных соединений трубопроводов (Ø 6–8 дюймов) на двух АЭС США (Dresden-1 и Oyster Greek-1). Коррозионное растрескивание было зафиксировано в трубопроводе первого контура, изготовленного из нержавеющей сталей AISI 304 и AISI 316, как на кипящих реакторах (BWR), так и на реакторах под давлением (PWR). Позднее проблема коррозионного растрес-

кивания на АЭС США приобрела более широкие масштабы. Так, в 1975 г. было зарегистрировано 64 случая растрескивания, в 1982 г. – более 400, в 1985 г. – более 800 [1, 2]. Разрушения встречались, главным образом, в трубопроводах с малым диаметром ( $< 25,4$  см) и хотя они не имели катастрофического характера, тем не менее замена трубопроводов требовала больших материальных затрат и сопровождалась опасным воздействием облучения на персонал, осуществлявший ремонтные работы.

Западные страны и Япония столкнулись с проблемой растрескивания трубопроводов, изготовленных из аустенитных сталей, позднее, в середине 70-х годов [3–5]. В публикациях показана тенденция к коррозионному растрескиванию сварных соединений трубопроводов атомных энергетических установок ( $\varnothing 193$  мм,  $\delta = 30$  мм), изготовленных из аустенитной нержавеющей стали, стабилизированной титаном (типа 10CrNiTi189 1.4541) с соотношением  $Ti/C \approx 6,9$ .

На АЭС с реакторами типа РБМК коррозионное растрескивание в сварных соединениях трубопроводов контура многократной принудительной циркуляции из аустенитной стали марки 08X18H10T наблюдалось с середины 90-х годов. Единичные случаи таких повреждений были обнаружены ранее на отдельных блоках Курской АЭС. Массовый характер таких повреждений зафиксирован в трубопроводах Ду-300 ( $\varnothing 326$  мм,  $\delta = 16$  мм) энергоблока № 3 Ленинградской АЭС при рентгеновском контроле сварных соединений в 1996 г., а в трубопроводах энергоблока № 3 Чернобыльской АЭС – в июне 1997 г. Оба эти энергоблока относятся к реакторам РБМК второго поколения и к моменту проведения указанного выше контроля эксплуатировались примерно в течение 15–16 лет. В некоторой степени результаты оказались неожиданными, так как на АЭС с кипящими реакторами РБМК четыре блока находились в эксплуатации в течение более длительного периода времени (первый и второй блоки на Ленинградской и Курской АЭС), и на них подобных массовых повреждений не наблюдалось.

Что касается особенностей конструкции, технологии изготовления и условий эксплуатации опускные трубопроводы этих двух поколений АЭС с реакторами типа РБМК не отличаются друг от друга (кроме толщины стенки прямолинейных участков трубопровода, равной 12 мм для энергоблока № 1 Ленинградской АЭС). Хотя опускные трубопроводы этих блоков АЭС находились в эксплуатации от 19–24 лет, рентгеновский метод контроля, принятый для этих систем (в соответствии с контролем при эксплуатации, проведенным во время ППР) не обнаружил коррозионных повреждений в сварных соединениях. Проведенный в 1997 г. контроль сварных соединений опускных трубопроводов на атомных станциях с реакторами РБМК второго поколения (энергоблок № 1 Смоленской АЭС и энергоблок № 1 Игналинской АЭС) позволил оценить время до возникновения этих повреждений и продолжительность их развития. Практически во всех случаях (кроме первого блока Ленинградской АЭС) средний размер дефекта (протяженность) в кольцевом направлении равен 50 мм ( $\sim 50\%$  всех обнаруженных дефектов), а максимальная протяженность – 200 мм. Для энергоблока № 3 Ленинградской АЭС эти размеры находились в пределах 120–400 мм. Учитывая массовый характер трещин и их размеры в этом энергоблоке, все швы (их

было более 1300) удалили из контура и заменили новыми участками трубопроводов в 1998 г. Общая статистика повреждений типа межкристаллитного коррозионного растрескивания (МККР) для ряда АЭС с реакторами РБМК представлена на рис. 1.

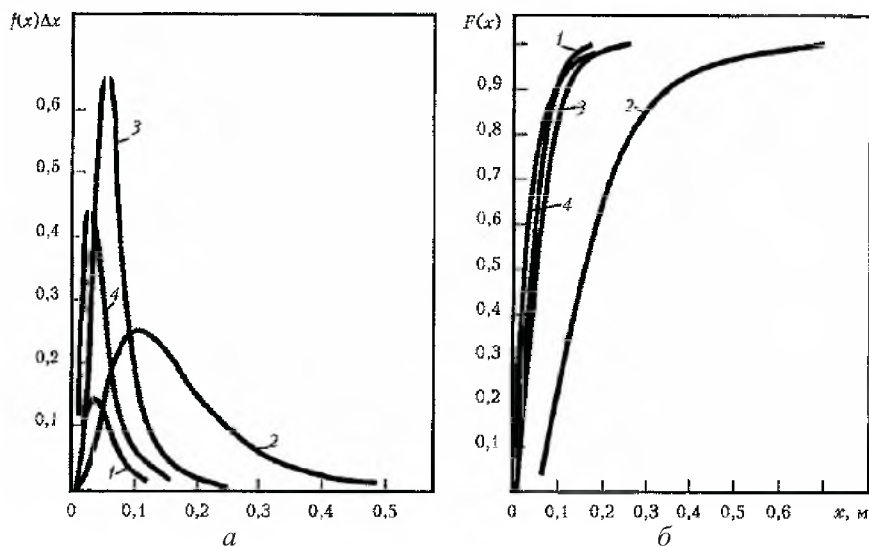


Рис. 1. Статистика повреждений типа МККР сварных соединений опускных трубопроводов на ряде АЭС с реакторами РБМК: 1 – Игналинская АЭС; 2 – Ленинградская АЭС; 3 – Смоленская АЭС; 4 – Чернобыльская АЭС.

**2. Причины и механизм повреждения трубопроводов.** Исследования поврежденных трубопроводов Ду300 в различных блоках АЭС с реакторами РБМК позволили установить следующее:

трещины инициируются на внутренней поверхности в ЗТВ сварного соединения трубопровода вблизи линии сплавления со стороны основного металла на расстоянии 2-3 аустенитных зерен;

аустенитные зерна в этой зоне, благодаря воздействию термического цикла сварки, имеют большие размеры (1-2 балла) по сравнению с мелкозернистой (6-9 баллов) структурой основного металла трубы, расположенного вдали от линии сплавления (5-10 мм);

трещины инициируются на расстоянии 0,5-1,0 мм от линии сплавления шва с основным металлом и, распространяясь, повторяют конфигурацию линии сплавления; они растут вглубь по толщине стенки трубы сварного соединения и в кольцевом направлении по периметру трубы;

трещины имеют ветвистый характер и распространяются, как правило, по ЗТВ и очень редко развиваются в металл сварного шва; во всех случаях максимальная глубина трещины не превышает 2/3 толщины стенки трубы;

образование протяженных трещин в кольцевом направлении происходит за счет слияния (в процессе их развития) первоначально появившихся зародышевых трещин, расположенных одна за другой по периметру трубы;

трещины отмечались в сварных соединениях трубопроводов, изготовленных как на заводе-изготовителе, так и выполненных в монтажных условиях на АЭС.

Межкристаллитное коррозионное растрескивание отмечается на трубопроводах первого контура некоторых кипящих реакторов, таких как ВВР и РБМК. На основе исследований, проведенных в течение последних 5 лет, иностранные и русские эксперты признают, что МККР сегодня – это общая проблема, свойственная всем реакторам типа РБМК. Разрушения трубопровода первого контура связаны с проблемой безопасности, и они в определенных условиях могут привести к серьезной аварийной ситуации.

В работах [6, 10, 12] показано, что МККР сварных соединений, изготовленных из стали 08Х18Н10Т, зависит от трех главных факторов: уровня действующих напряжений в конструкции, чистоты теплоносителя – циркулирующей воды в контуре (содержания в ней кислорода), степени сенсибилизации металла ЗТВ сварных соединений. МККР – очень сложное явление, так как включает разнообразные физические аспекты и много параметров, связанных со свойствами материалов (химический состав материала, методы сварки и т.д.), а также с условиями эксплуатации (давление, температура, химия воды, переменные нагрузки и т.д.), которым подвергается материал. Разные параметры, влияющие на явление МККР, по-видимому, не являются одинаковыми по степени воздействия. Проведенные по различным программам исследования имели своей целью улучшить понимание природы МККР и определить условия, способствующие максимальному снижению эффекта от воздействия этого явления.

Целью настоящей работы является изучение вопросов, связанных с повреждениями трубопроводов Ду-300 КМПЦ, и оценка влияния МККР на снижение срока службы действующих энергоблоков АЭС с реакторами РБМК, а также разработка мероприятий по устранению этого отрицательного явления для сварных соединений Ду-300 из аустенитной нержавеющей стали. Основные направления этой работы таковы:

выяснение основных параметров, вызывающих МККР сварных соединений из стали марки 08Х18Н10Т;

определение их относительной приоритетности, исходя из результатов проведения последних инспекций с помощью применяемых методов неразрушающего контроля и информации об исходных свойствах материалов;

проведение металлографических исследований для выяснения влияния каждого из основных параметров на МККР, а именно: содержания элементов в основном металле, применяемых методов сварки (ручная электродуговая сварка покрытыми электродами, аргонодуговая сварка неплавящимся или плавящимся электродом), сварочной технологии, включая тип разделки кромок под сварку и т.д.;

При решении основной практической задачи – обеспечения надежной и безопасной работы трубопроводов в течение всего срока службы – возможны два пути:

1) воздействие на материал и/или условия эксплуатации таким образом, чтобы исключить образование повреждений, подобных МККР;

2) обеспечение надежного периодического неразрушающего контроля и определения характеристик материалов, которые совместно могли бы служить надежной основой безопасной эксплуатации АЭС с учетом повреждений типа МККР в сварных соединениях трубопроводов.

По результатам выполненных работ была выработана стратегия безопасной эксплуатации сварных соединений аустенитных трубопроводов Ду-300 (с повреждениями типа МККР или без них) как в течение проектного (30 лет), так и превышающий проектный срок службы. Последняя была успешно применена для первых двух энергоблоков Ленинградской АЭС.

**3. Результаты исследований.** Выполненными металлографическими исследованиями на различных энергоблоках АЭС выявлена идентичность характера повреждения сварных соединений трубопроводов Ду-300, а также статистика этих повреждений по протяженности и глубине. Уже упоминалось ранее, что возникновение МККР обусловлено взаимодействием трех основных факторов – определенной степени сенсibilизации аустенитной нержавеющей стабилизированной стали марки 08X18H10T, высоким уровнем напряжений, как правило, превышающим предел текучести основного металла, и повышенной концентрацией кислорода в теплоносителе. Изменив только один из этих факторов, процесс МККР можно замедлить или устранить вообще.

Схема взаимодействия основных факторов, определяющих возникновение МККР сварных соединений трубопроводов Ду-300 из аустенитных нержавеющей сталей при воздействии теплоносителя первого контура реакторов типа РБМК, представлена на рис. 2.



Рис. 2. Факторы, определяющие возникновение МККР аустенитных нержавеющей сталей в водной среде.

Предполагается, что эти повреждения развиваются следующим образом [9, 10]. В начальный период идет процесс общей коррозии. На этом этапе наличие большого числа анодных участков на теле зерен в виде дефектов окисной пленки делает невозможным преимущественное разрушение по границам зерен. Образующиеся малорастворимые продукты коррозии постепенно залечивают дефекты окисной пленки на зернах, уменьшая площадь и число этих анодных участков. Роль эффективных анодов постепенно

переходит к обедненным хромом зонам вдоль границ зерен. Время, необходимое для сосредоточения анодных процессов на границах зерен, отвечает инкубационному периоду. Локализация анодного процесса на узких участках по границам зерен приводит к относительно высокой скорости их коррозии. Но по мере углубления межкристаллитных трещин продукты коррозии, имеющие больший объем, чем металл, из которого они образованы, заполняют узкие межкристаллитные щели, затрудняя доступ свежих порций воды к анодным участкам и отвод ионов металла в обратном направлении.

Первый этап исследований данной работы был посвящен выявлению условий, которые могли бы привести к МККР стабилизированной аустенитной стали 08X18H10T в процессе эксплуатации РБМК (см. рис. 2). Анализ напряженно-деформированного состояния показал, что суммарный уровень (растягивающих рабочих и остаточных сварочных) напряжений на внутренней поверхности рассматриваемого узла, неподлежащего после сварки термической обработке, превышает предел текучести стали [6, 13]. Кроме того, в процессе работы АЭС отмечались существенные нарушения водно-химического режима по содержанию кислорода в теплоносителе [14, 15]. Концентрация окислителя в воде находилась в пределах 0,05–8 мг/кг. Таким образом, анализ условий эксплуатации опускных трубопроводов Ду-300 показал наличие необходимых предпосылок для МККР аустенитной стабилизированной стали 08X18H10T в случае ее сенсibilизации, а именно, высокий уровень действующих напряжений, превышающий предел текучести металла, и большую концентрацию растворенного в воде кислорода.

До настоящего времени критерием стойкости против МККР служило отсутствие склонности к межкристаллитной коррозии (МКК) по ГОСТ 6032-89 или его зарубежным аналогам. Следует отметить, что при выплавке стали типа 08X18H10T стремятся полностью связать углерод в карбиды титана с целью предотвращения ее склонности к МКК. Для выполнения этого условия, согласно нормативной документации, минимальное отношение концентраций титана и углерода в промышленных плавках стали должно быть пятикратным. Верхний предел по содержанию титана в указанной стали находится на уровне 0,6–0,7%, что в случае минимального содержания углерода в пределах марочного состава обеспечивает 10–15-кратное отношение Ti/C. Металл поврежденных трубопроводов на всех АЭС по этому показателю соответствовал предъявляемым требованиям (табл. 1).

Т а б л и ц а 1

**Отношение концентраций титана к углероду в поврежденных трубопроводах АЭС**

АЭС	Ленинградская	Курская	Смоленская	Игналинская	Чернобыльская
Ti/C	6,66–9,66	5,57–13,75	6,06–6,77	6,10–9,70	7,07–8,08

Исследования склонности металла сварного соединения как в исходном состоянии, так и после длительной эксплуатации к МКК по методам АМ и/или АМУ, согласно ГОСТ 6032-89 [17], подтвердили, что указанный выше диапазон отношений Ti/C обеспечивает отсутствие МКК [7]. В то же время

при определении сенсбилизации и ее степени по наличию границ зерен с повышенной травимостью (рис. 3) и по отношению их длины к общей длине границ было показано, что поврежденный металл с Игналинской и Ленинградской АЭС в окрестности вершины трещины сенсбилизирован [11, 16–18].

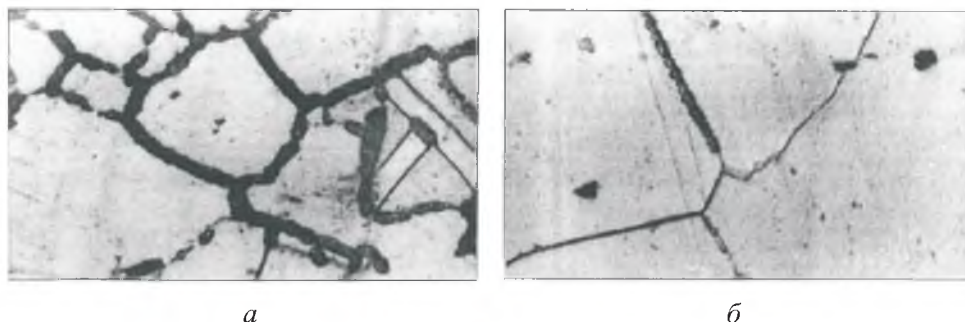


Рис. 3. Микроструктура ЗТВ сварного соединения стали 08X18H10T с различной степенью сенсбилизации границ зерен: *а* – канавочная структура; *б* – ступенчатая структура.

Сравнение степени сенсбилизации после эксплуатации с исходным значением после сварки по заводской технологии (~ 20%) показало, что сенсбилизация границ зерен возникает при сварке (“начальная”) и развивается при низких температурах (290°C) в процессе эксплуатации. Таким образом, результаты исследований позволяют рассматривать процесс сенсбилизации металла опускных труб как многоэтапный (табл. 2).

Т а б л и ц а 2

Процесс сенсбилизации стали 08X18H10T

$T, ^\circ\text{C}$	Процесс	Результат
$\geq 1200$	Рекристаллизация наклепанной стали	Увеличение размера зерна
	Растворение карбидов титана на старых границах зерен	Появление свободного углерода
$\geq 500$	Диффузия свободного углерода к новым границам крупного зерна	Образование $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ на границах новых крупных зерен
	Образование новых и рост старых $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ в результате повторного нагрева при наложении последующих валиков	Рост карбидов $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ и обеднение границ зерен хромом
300	Диффузия хрома к границам зерен при длительной эксплуатации	Дальнейший рост карбидов $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ и обеднение границ зерен хромом

Известно, что при сварке происходит нагрев металла околошовной зоны до температуры 1400°C. Данные замеров температурных полей при ручной сварке показывают, что металл в зоне до 1 мм от линии сплавления находится в диапазоне температур 1200–1400°C [19].

Результаты выполненных исследований и их анализ позволили установить основные факторы, определяющие условия возникновения и разви-

тия повреждений типа МККР в сварных соединениях аустенитных трубопроводов. К ним относятся:

- содержание углерода и титана в стали;
- метод сварки и тип разделки кромок под сварку;
- структурные изменения при сварке;
- остаточные напряжения;
- водно-химический режим;
- длительное воздействие эксплуатационных температур (старение материала);
- состояние поверхности, включая локальную концентрацию напряжений.

Для уменьшения воздействия этих факторов необходимо:

1. Совершенствовать состав и структуру основного металла за счет снижения содержания углерода в металле ввариваемой вставки трубы при ремонте за счет селекции основного металла и проведения термической обработки свариваемых кромок после механической обработки для снятия локального наклепа.
2. Улучшить технологию сварки, в первую очередь при выполнении ремонтных работ, в частности, используя аргонодуговую сварку корня шва на малых погонных энергиях, а также внедряя механизированные методы сварки (аргонодуговую сварку плавящимся электродом).
3. Использовать компенсирующие мероприятия, обеспечивающие снижение эффекта МККР в сварных соединениях трубопроводов путем аустенизации участка трубопровода или перераспределения напряжений в поврежденном участке (при индукционном нагреве, наплавке валиков на поврежденный участок трубопровода, механическом обжатию трубопровода около сварного соединения).
4. Улучшать состав теплоносителя первого контура за счет снижения содержания вредных примесей и поддержания стабильности среды по таким параметрам как проводимость и температура.

**Заключение.** На основании анализа случаев повреждений сварных соединений трубопроводов из нержавеющей сталей аустенитного класса можно сделать заключение, что они носят коррозионный характер. Условием для возникновения МККР аустенитной стали является сочетание трех факторов: структурного состояния стали, химического состава водной среды и высокого уровня напряжений. Изменив даже один из этих факторов, процесс МККР можно замедлить или устранить вообще.

## Резюме

Из використання досвіду тривалої експлуатації АЕС із реакторами РБМК та ВВЕР проаналізовано випадки пошкоджень трубопроводів зі сталі типу Х18Н10Т. Показано, що основним механізмом пошкоджень зварних з'єднань трубопроводів із цієї сталі являється міжкристалічне корозійне розтріскування. Причина таких пошкоджень – спільний вплив високого рівня напружень, помітний вміст кисню в теплоносії і сенсibiлізація сталі у зоні



термічного впливу зварних з'єднань трубопроводів. Розглянуто компенсуючі заходи, які дозволяють знизити негативний вплив міжкристалічного корозійного розтріскування при експлуатації.

1. *Gordon K. E.* Service experience with corrosion problems in LWR // Trans. Inst. Conf. on Structures. – 1985 – Vol. 2.
2. *Mathet E., Gott K., and Lydell B.* A Framework for International Cooperation in Piping Reliability: OECD Pipe Failure Data Exchange Project // ESReDA 25th Seminar “Lifetime Management of Structures” (Paris, November 17–18, 2003). – 10 p.
3. *Erve M. et al.* Inspection findings in austenitic RPV internals of German BWR plants and BWRs built in other countries and resulting measures to Isar-1 nuclear power station // NED. – 1999. – **190**. – P. 41 – 56.
4. *Ting K.* The safety evaluations of age-related-degradation of BWR-4 vessel internals in Taiwan nuclear power plant // ICONE-4. – 1996. – **5**. – P. 289 – 294.
5. *Hakala J., Hanninen H., and Aaltonen P.* Stress corrosion and thermal fatigue, experiences and countermeasures in austenitic SS piping of finnish BWR-plants // Proc. of 14th MPA-Seminar (October 8–7, 1988). – P. 18.1 – 18.19.
6. *Timofeev B. T., Karzov G. P., Gorbakony A. A., and Nikolaev Yu. K.* Corrosion and mechanical strength of welded joints of downcomers for RBMK reactors // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1999. – **76**. – P. 299 – 307.
7. *Харина И. Л.* Некоторые особенности коррозионного растрескивания под напряжением аустенитных нержавеющей сталей в воде высоких параметров // Труды 5-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС”. – 1998. – **2**. – С. 130 – 145.
8. *Белоус В. Н., Шутько К. И., Абрамов В. Я. и др.* Исследование дефектных сварных соединений трубопроводов Ду-300 КМПЦ реакторов РБМК // Труды 6-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС”. – 2000. – **3**. – С. 357 – 368.
9. *Погодин В. П., Богоявленский В. Л., Сентюрев В. П.* Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющей сталей в водных средах. – М.: Атомиздат, 1970. – 421 с.
10. *Богоявленский В. Л.* Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 168 с.
11. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Марков В. Г. и др.* Природа повреждений опускных трубопроводов КМПЦ реакторов РБМК при эксплуатации и пути их преодоления // Труды 5-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС”. – 1998. – **2**. – С. 38 – 52.

12. *Karzov G. P., Timofeev B. T., Fedorova V. A., et al.* Welded joints corrosion and mechanical strength of piping for light water reactors // Proc. of the 15th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT-15), Seoul, August 15–20, 1999.
13. *Mitigation of Intergranular Stress Corrosion Cracking in RBMK Reactors // Final Report of the Programme's Steering Committee (September 2002), IAEA-EBR-IGSCC.* – 57 p.
14. *Карзов Г. П., Петров В. А., Костылев В. И. и др.* Долговечность сварных соединений аустенитных трубопроводов Ду-300 в среде теплоносителя циркуляционного контура реактора РБМК // Рабочие материалы конф. “Развитие атомной энергетики и возможности продления сроков службы атомных энергоблоков” (24–26 мая 1999, Сосновый Бор). – С. 138 – 153.
15. *Крицкий В. Г., Буторин С. Л., Малов М. Ю. и др.* Исследование причин и разработка мероприятий по предотвращению растрескивания околошовных зон трубопроводов Ду-300 // Труды 7-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС”. – 2002. – 2. – С. 48 – 56.
16. *Николаев Ю. К., Тимофеев Б. Т.* Особенности сенсбилизации стали 08X18H10T при сварке // Труды 7-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС”. – 2002. – 2. – С. 273 – 284.
17. *ГОСТ 6032-89.* Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы определения стойкости против межкристаллитной коррозии. – М.: Изд-во стандартов, 1990.
18. *Тимофеев Б. Т., Федорова В. А., Бучатский А. А.* Межкристаллитное коррозионное растрескивание сварных соединений аустенитных трубопроводов АЭС // Физ.-хим. механика материалов. – 2004. – № 5. – С. 87 – 92.
19. *Николаев Ю. К., Зеленин Ю. В., Тимофеев Б. Т., Кулаженков П. А.* Влияние технологических факторов на склонность к межкристаллитному коррозионному растрескиванию сварных соединений трубопроводов АЭС из аустенитной стали марки 08X18H10T // Труды 6-й Междунар. конф. “Проблемы материаловедения при проектировании, изготовления и эксплуатации оборудования АЭС”. – 2000. – 3. – С. 40 – 58.

Поступила 04. 11. 2005