

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ НА ГРАНИЦЕ СПЛАВЛЕНИЯ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА КЛАСС I И АУСТЕНИТНОЙ НАПЛАВКИ

Н.П. Аносов*, В.Н. Скоробогатых*, Л.Ю. Гордюк*, Ж.В. Юргина*,
К.Н. Кощеев**, С.В. Борсанова**, В.К. Шамардин***

* АО «НПО «ЦНИИТМАШ»

115088 Россия, Москва, ул. Шарикоподшипниковская, д. 4

** АО «ИРМ»

624250 Россия, Свердловская обл., г. Заречный, а/я 29

*** АО «ГНЦ НИИАР»

433510 Россия, Ульяновская обл., г. Димитровград, Западное шоссе, д. 9



Исследуется сопротивление хрупкому разрушению корпусной стали 15Х2НМФА класса 1. Использовались комплекты малоразмерных и стандартных образцов.

Показано, что использование комплектов малоразмерных образцов для механических испытаний при определении сопротивления хрупкому разрушению стали корпуса реактора 15Х2НМФА класса 1 позволяет

– увеличить объем испытаний в каждой партии в восемь раз без существенных изменений в конструкции устройства облучения и, следовательно, исходные параметры облучения;

– существенно расширить базу данных результатов испытаний для статистической обработки.

Продемонстрирована необходимость в крупномасштабном технологическом моделировании условий, возникающих в зонах сварного шва, недоступных для прямых испытаний, таких как зоны сварки между основным металлом и металлом антикоррозионного покрытия.

Технологическое моделирование металла плавных областей шириной до 0,5 мм (каждый по 100 мкм) с экспериментальным электрошлаковым переплавом слитком длиной до 300 мм с аналогичной микроструктурой и переменным химическим составом дает возможность

– исследовать не менее 1000 малогабаритных ударных образцов с непрерывным распределением содержания химических элементов в соответствии с определенным законом;

– проверить эти образцы и определить опасные зоны хрупкого разрушения на площади слияния между основным металлом и металлом антикоррозионной набивки в исходном состоянии или после облучения при заданных скорости потока и температуре.

Ключевые слова: оценка сопротивления хрупкому разрушению (СХР), критическая температура хрупкости T_K , температура хрупко-вязкого перехода T_P , консервативная оценка ресурса корпуса, сварные и наплавляемые соединения.

© Н.П. Аносов, В.Н. Скоробогатых, Л.Ю. Гордюк, Ж.В. Юргина, К.Н. Кощеев,
С.В. Борсанова, В.К. Шамардин, 2018

ВВЕДЕНИЕ

На стадии прогнозирования сопротивления хрупкому разрушению для объективного расчета ресурса эксплуатации основного металла реакторов ВВЭР при проведении радиационных исследований существуют взаимосвязанные проблемы определения критической температуры хрупкости T_K корпусных материалов:

- ускоренное облучение комплектов ударных образцов для механических испытаний;
- большие объемы испытаний комплектов ударных образцов при различных температурах и флюенсах;

- химическая и структурная неоднородности корпусных материалов, возникающие в процессе изготовления и эксплуатации корпусов ВВЭР.

Конструкция корпусов ядерных энергетических установок типа ВВЭР не позволяет полностью избежать облучения сварных соединений обечаек корпуса реактора. Недостаточно изученными остаются вопросы, связанные с различными воздействиями металлургических и технологических факторов на различные исходные состояния металла и критическую температуру хрупкости T_{K0} .

Технологическое моделирование в необходимом масштабе недоступной для непосредственной регистрации сопротивления хрупкому разрушению основного металла и металла границы сплавления основного металла и металла антикоррозионной наплавки для корпусов ВВЭР-ТОИ является актуальной задачей для постановки радиационных исследований, так как они конструктивно не вынесены за пределы активной зоны.

С другой стороны, существуют проблемы, связанные с проведением больших объемов испытаний комплектов стандартных ударных образцов при различных температурах и флюенсах. Применение комплектов малоразмерных образцов для механических испытаний сопротивления хрупкому разрушению корпусной стали 15Х2НМФА класс 1 (далее – КСтК1) позволяет увеличить количество испытаний образцов в комплектах в восемь раз и более практически без изменения конструкции облучательных устройств и, соответственно, исходных параметров облучения и существенно повысить объем базы данных результатов испытаний для статистического моделирования.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СХР КОРПУСНОЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАНДАРТНЫХ ОБРАЗЦОВ

Для расчета фактического ресурса эксплуатации корпусных материалов реакторов ВВЭР-1200 были произведены испытания по определению критической температуры хрупкости T_K наборов комплектов стандартных ударных образцов из экспериментального металла промышленных заготовок КСтК1 консервативного (КС) и базового (БС) химического состава [1, 2]. В ходе исследования была разработана технология выплавки заготовок стали 15Х2НМФА-А на первородных шихтовых материалах, обеспечивающих содержание меди до 0,1%, фосфора до 0,01%, никеля до 1,50 при низком содержании других примесей. Получены две заготовки с содержанием меди 0,06 масс.%, фосфора 0,005 масс.%, никеля 1,23 масс.% и с содержанием меди 0,025% масс.%, фосфора 0,0025% масс.%, никеля 1,16% масс.% (табл. 1)

Согласно ТУ 0893-013-00212179-2003 [3], для заготовок из стали марок 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А, 15Х2НМФА класс 1 первая фактическая поковка соответствует верхнему уровню КС для КСтК1, а вторая поковка – нижнему уровню ТУ БС.

Стандартные образцы из промышленного материала были подвержены облучению в исследовательских реакторах при температурах $290 \pm 15^\circ\text{C}$ и высоких значениях скоростей потоков быстрых нейтронов. Данные по исследованию сопротивления хрупкому разрушению образцов из промышленного металла КСтК1 с определением T_K представлены в табл. 1.

Определение фактического ресурса корпусных материалов ВВЭР-1200 на стадии

прогнозирования СХР производилось по результатам аттестационных испытаний комплектов образцов КСтК1 при облучении (табл. 2) [4 – 7].

Таблица 1

Результаты испытаний T_K наборов комплектов стандартных ударных образцов из экспериментального металла промышленных заготовок КСтК1 консервативного и базового химического состава

Содержание элементов, мас. %			T_{K0} , °C	F , 10^{22} м ⁻²	T_K , °C
Cu	P	Ni			
Реальная поковка, соответствующая верхнему уровню (консервативный) T_K					
0,060	0,005	1,23	-25	90	-10
0,060	0,005	1,23	-25	90	30
0,060	0,005	1,23	-25	140	40
0,060	0,005	1,23	-25	130	10
0,060	0,005	1,23	-25	140	30
0,060	0,005	1,23	-25	150	40
Реальная поковка, соответствующая нижнему уровню (базовый) T_K					
0,025	0,0025	1,16	-110	90	-80
0,025	0,0025	1,16	-110	90	-70
0,025	0,0025	1,16	-110	72	-90
0,025	0,0025	1,16	-110	72	-60
0,025	0,0025	1,16	-100	71	-70

Таблица 2

Значения коэффициентов радиационного охрупчивания и ресурс эксплуатации металла комплектов стандартных ударных образцов консервативного и базового химического состава КСтК1 при термической обработке «закалка»

Материал	T_{K0} , °C	A_F	n	δT_K , °C	F_{KP} , 10^{22} м ⁻²	Пр. T_K , °C	Ресурс, лет
Стандартные образцы АО КС	-28 (от -8 до -48)	1,10	4/5	20	85	30	121
Стандартные образцы АО БС	-104 (от -87 до -121)	0,91	4/5	17	435	30	618

При коэффициенте запаса консервативности 17 – 20°C (38°C нормативный) ресурс КСтК1 по результатам аттестационных испытаний составляет 618 лет для нижнего уровня консервативности $T_{K0} = -104^\circ\text{C}$ и 121 год для верхнего уровня $T_{K0} = -28^\circ\text{C}$.

Границы полосы разброса данных результатов испытаний наборов комплектов стандартных ударных образцов, соответствующие верхним дозоременным зависимостям (ДВЗ) T_K , определяют ресурс КСтК1 в точке пересечения с предельным уровнем допустимых T_K (рис. 1).

Экспериментальные комплекты малоразмерных ударных образцов изготавливают из лабораторного металла локального непрерывного переплава (ЛНП) сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом в аргоне заготовок из экспериментального металла промышленных заготовок КСтК1 базового химического состава промышленных заготовок.

Применение данного способа получения стали 15Х2НМФА класс 1 позволяет существенно улучшить характеристики сопротивления хрупкому разрушению металла.

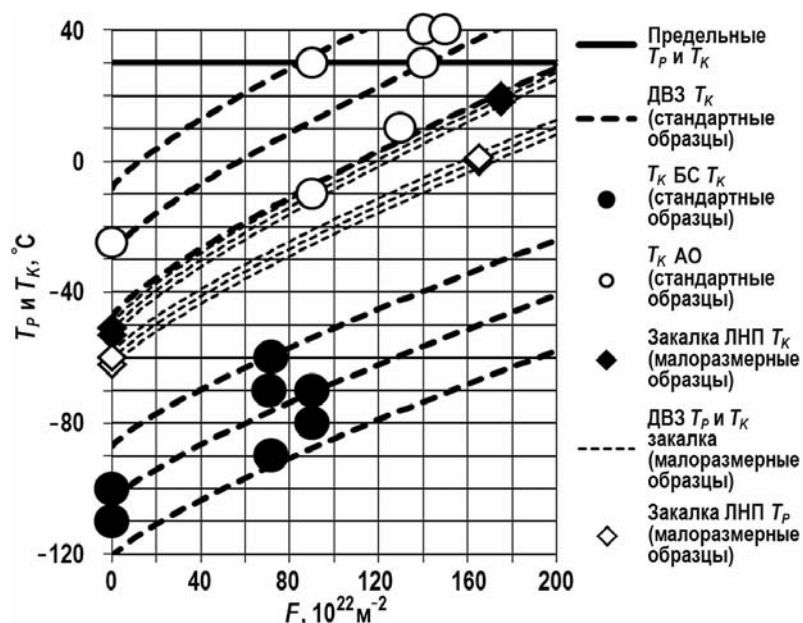


Рис. 1. Дозовременные зависимости T_K и T_P результатов испытаний стандартных и малоразмерных ударных образцов из КСтК1 базового химического состава, подвергнутого термообработке «закалка»

Несмотря на частичное решение проблем фактического определения критической температуры хрупкости T_K корпусных материалов сортировкой по критической температуре хрупкости в исходном состоянии T_{K0} и химическому составу металла результаты проведенных исследований характеризуются завышенной консервативностью оценок [8, 9].

ПРИМЕНЕНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ СХР КОРПУСНОЙ СТАЛИ

Необходимо отметить, что температурные зависимости работы разрушения KV и ударной вязкости KCV от температуры перехода T_P и критической температуры хрупкости T_K (рис. 2) соответствуют закону нормального стандартного распределения.

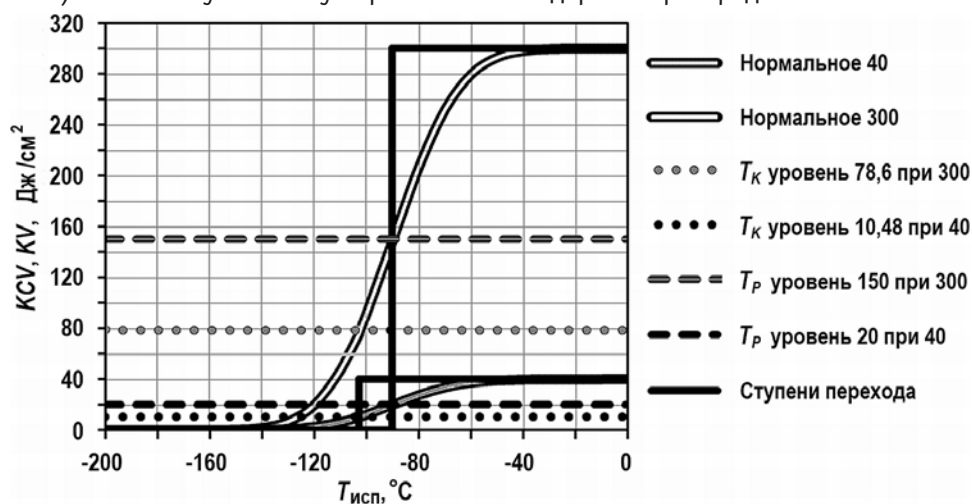


Рис. 2. Сравнение T_K и T_P при испытаниях стандартных ($KV = 300$ Дж/см²) и малоразмерных ($KV = 40$ Дж/см²) образцов для механических испытаний сопротивления хрупкому разрушению КСтК1

Таким образом, температурные зависимости KV для КСтК1 графически представляются ступенями перехода металла из вязкого состояния в хрупкое (рис. 2), при этом на

верхней полке вязкости значения KV для стандартных ударных образцов могут составлять 300 Дж/см², а для малоразмерных ударных образцов 40 Дж/см².

Переход металла из вязкого состояния в хрупкое осуществляется не в точке, а в интервале температур, отражающем полосу разброса результатов KV в зависимости от температуры испытаний, соответствующей статистическому центру распределения в точке перегиба и определяющей температуру перехода стали из вязкого состояния в хрупкое.

Для стандартных ударных образцов $T_P = -90^\circ\text{C}$ при $KV = 150$ Дж/см², а для малоразмерных – $T_P = -90^\circ\text{C}$ при $KV = 20$ Дж/см².

Ступени ударной вязкости KCV металла в зависимости от температуры испытаний пересекаются с уровнями KCV , определенными по $\sigma_{0,2}$ и нормальному распределению, в соответствующей статистическому центру распределения точке, определяющей критическую температуру хрупкости стали $T_K = -102,75^\circ\text{C}$ при $KCV = 78,6$ Дж/см² для стандартных ударных образцов и $T_K = -102,75^\circ\text{C}$ при $KCV = 10,48$ Дж/см² для малоразмерных ударных образцов.

Комплекты малоразмерных ударных образцов из металла промышленных заготовок КСтК1 базового химического состава по никелю, фосфору и меди (Ni – 1,16%, P – 0,0025%, Cu – 0,025%) обеспечивают нижний уровень T_K (табл. 3, рис. 1).

Таблица 3

Значения коэффициентов радиационного охрупчивания и ресурс эксплуатации металла комплектов малоразмерных ударных образцов базового химического состава КСтК1

Материал	$T_{K0}, T_{P0} \text{ } ^\circ\text{C}$	A_F	N	$\delta T_K, T_P \text{ } ^\circ\text{C}$	$F_{KP}, 10^{22} \text{ м}^{-2}$	Пр. $T_K, T_P \text{ } ^\circ\text{C}$	Ресурс, лет
Термическая обработка «закалка»							
ЛНП БС T_{P0} (рис. 1)	-52 (от -50 до -54)	1,14	4/5	2	202	30	287
ЛНП БС T_{K0} (рис. 1)	-59 (от -57 до -61)	1,03	4/5	2	261	30	371
ЛНП, термическая обработка «изотермический отжиг»							
ЛНП БС T_{P0} (рис. 3)	-98 (от -86 до -110)	36,10	1/5	12	336	30	478
ЛНП КС T_{P0} (рис. 3)	-108 (от -99 до -117)	52,67	1/5	9	88	30	125
Термическая обработка «отпуск»							
ЛНП БС T_{P0} (рис. 3)	-31 (от -29 до -33)	13,42	1/3	2	85	30	121

Фактический ресурс КСтК1 базового химического состава при $T_{P0} = -50^\circ\text{C}$ составляет 287 лет для ВВЭР-1200, определяется по критическому флюенсу в точке пересечения предельного уровня критической температуры хрупкости 30°C со статистически обоснованной ДВЗ T_P и составляет $202 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

Фактический ресурс КСтК1 базового химического состава при $T_{K0} = -59^\circ\text{C}$ для ВВЭР-1200 составляет 371 год, определяется по критическому флюенсу в точке пересечения предельного уровня критической температуры хрупкости 30°C со статистически обоснованной ДВЗ T_K и равен $261 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

Полученные заготовки ЛНП проходили термообработку по режимам, которые обеспечивают определенную структуру и размер зерна металла в заготовках [15 – 16]:

– металл шва и основной металл границы сплавления после технологических отпусков имеют отпущенную литую структуру с размером зерна 90 – 120 мкм «отпуск»;

– металл после термообработки по основному режиму, состоящему из нормализации, закалки и отпуска, имеет улучшенную структуру с размером зерна 40 – 60 мкм «закалка»;

– металл после штатной термообработки по режиму закалки, совмещенной с изотермическим отжигом и последующим отпуском, имеет структуру с дополнительной фазовой перекристаллизацией по перлитному типу, эффективно измельчающей наследственное аустенитное зерно до уровня 15 – 25 мкм «изотермический отжиг».

При изготовлении корпусов ВВЭР-1200 изотермический отжиг является штатной термообработкой обечаек КСтК1 в активной зоне корпусов и обеспечивает высокую структурную однородность металла и ресурс корпуса.

Фактический ресурс КСтК1 базового химического состава ЛНП при $T_{P0} = -98^\circ\text{C}$ составляет 478 лет и определяется критическим флюенсом в точке пересечения предельного уровня критической температуры хрупкости 30°C со статистически обоснованной ДВЗ T_P и составляет $336 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

При $T_{P0} = -108^\circ\text{C}$ фактический ресурс КСтК1 консервативного химического состава ЛНП составляет 125 лет и определяется критическим флюенсом по пересечению предельного уровня критической температуры хрупкости 30°C со статистически обоснованной ДВЗ T_P и составляет $88 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

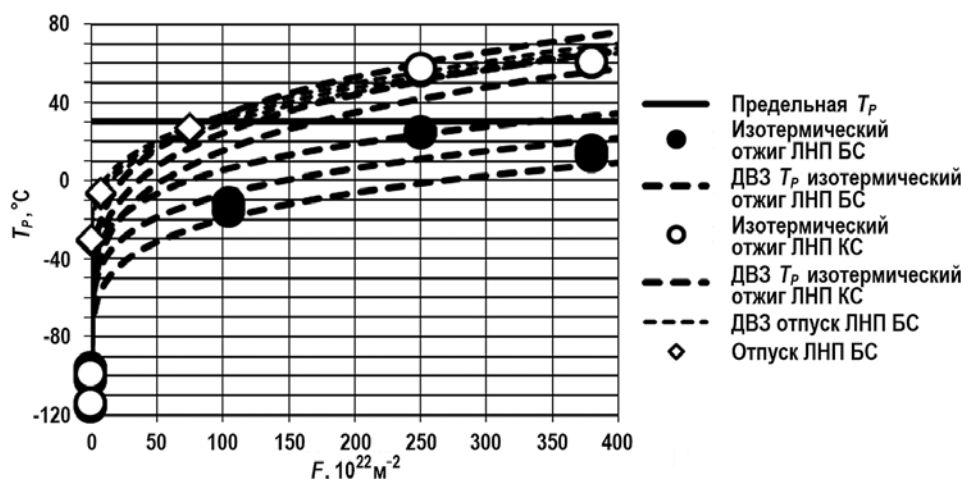


Рис. 3. Дозовременные зависимости T_P результатов испытаний малоразмерных ударных образцов из экспериментального металла ЛНП промышленных заготовок КСтК1 базового химического состава, подвергнутого штатной термообработке «изотермический отжиг» и термообработке «отпуск»

Повышение содержания фосфора и меди с уровня БС базового химического состава 0,0025% и 0,025% до уровня КС выше допустимого по ТУ [14] 0,0100% и 0,090%, соответствующего верхнему уровню стали 15Х2НМФА-А, сопровождается существенным снижением сопротивления металла хрупкому разрушению (см. рис. 3) [17 – 19].

С точки зрения структурной неоднородности при низком содержании в металле вредных примесей наиболее опасной является термообработка «отпуск», соответствующая фактическому режиму термической обработки основного металла границы сплавления.

Фактический ресурс КСтК1 базового химического состава ЛНП при $T_{P0} = -29^\circ\text{C}$ составляет 121 год и определяется критическим флюенсом в точке пересечения предельного уровня критической температуры хрупкости 30°C со статистически обоснованной ДВЗ T_P и составляет $85 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СХР С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ T_p МЕТАЛЛА ГРАНИЦЫ СПЛАВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛА КОРПУСА И АНТИКОРРОЗИОННОЙ НАПЛАВКИ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

Определение сопротивления хрупким разрушениям металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки по критерию T_p включает в себя технологическое моделирование недоступных для проведения испытаний зон сварных соединений в необходимом масштабе [20 – 22]:

- разработка методики технологического моделирования металла границы сплавления шириной до 0,5 мм (в несколько зерен размером около 100 мкм) экспериментальным слитком ЭШП длиной до 300 мм с аналогичной структурой;
- изготовление и испытание малоразмерных ударных образцов из экспериментального металла для исследований сопротивления хрупким разрушениям металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки.

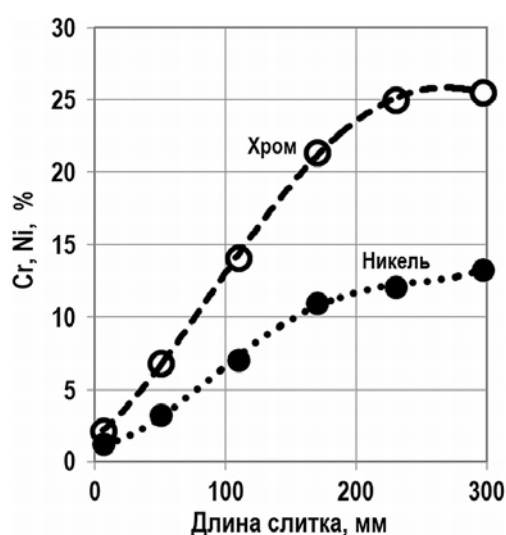


Рис. 4. Распределение хрома и никеля по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки в состоянии без дополнительного переплава

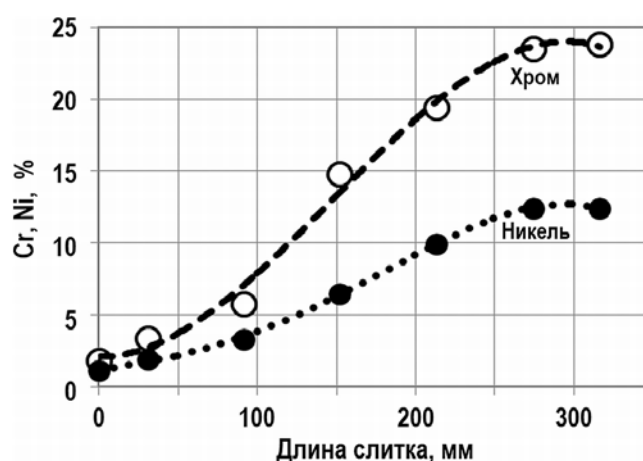


Рис. 5. Распределение хрома и никеля по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки после выравнивающего переплава

Распределение хрома и никеля по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки в состоянии без допол-

нительного переплава представлено на рис. 4, в состоянии с дополнительным выравнивающим переплавом – на рис. 5.

Для выравнивания химического состава, структуры и свойств по длине и поперечному сечению технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки целесообразно использовать дополнительный выравнивающий переплав.

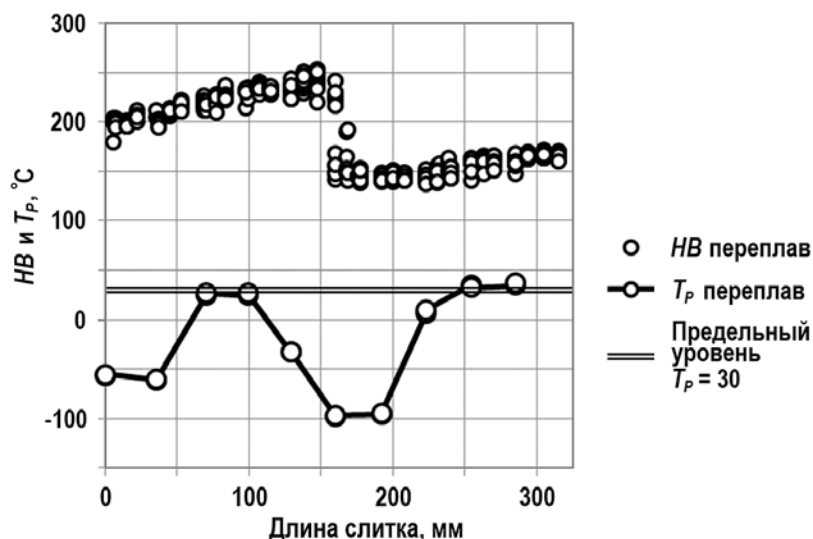


Рис. 6. Распределение твердости HB после выравнивающего переплава и T_p после переплава по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки в сравнении до и после выравнивающего переплава

Распределения твердости HB по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки имеют ступенчатый характер (рис. 6) со сдвигом, отражающим ковку исходной модели и последующий переплав поковки при существенно более высоком уровне HB .

Распределения твердости HB по длине технологической модели металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки в исходном состоянии в большой степени соответствует распределению T_p , которое по пересечению с предельным уровнем $T_p = 30^\circ\text{C}$ позволяет выявить зоны риска хрупких разрушений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение малоразмерных образцов в количествах, заданных исходно для комплектов стандартных ударных образцов позволяет существенно уменьшить размеры конструкции облучательных устройств и соответственно повысить стабильность параметров облучения каждого комплекта.

Фактический ресурс корпусной стали 15X2НМФА класс 1 с учетом химической и структурной неоднородностей корпусных материалов, возникающих в процессе изготовления и эксплуатации корпусов ВВЭР-1200, с существенным запасом удовлетворяет проектным требованиям по срокам эксплуатации до 60-ти лет и более.

Разработан способ технологического моделирования металла границы сплавления основного металла и металла антикоррозионной наплавки шириной до 0,5 мм экспериментальным слитком ЭШП переменного химического состава длиной до 300 мм и диаметром 100 мм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках Соглашения о предоставлении субсидии №14.579.21.0116 (уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57915X0116).

Литература

1. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. / Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат. – 1987. – 525 с.
2. ПНАЭ Г-7-008-89 Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов АЭУ. – М.: ФБУ «НТЦ ЯРБ». – 2012. – 194 с.
3. ТУ 0893-013-00212179-2003 Заготовки из стали марок 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А, 15Х2НМФА класс 1 для корпусов, крышек и других узлов реакторных установок. – М.: Информационно-справочная система «Техэксперт». – 2003. – 26 С.
4. Вишкарев О.М., Дуб В.С., Лобода А.С. и др. Радиационная стойкость стали 15Х2НМФА // Труды ЦНИИТМАШ. – 1980. – № 157. – С. 4-6.
5. Вишкарев О.М., Дуб В.С., Лобода А.С. и др. Влияние примесей на радиационную стойкость корпусной перлитной стали 15Х2НМФА // Труды ЦНИИТМАШ. – 1980. – № 157. – С. 19-24.
6. РД 90 1.1.2.99.0920-2013 Расчет на сопротивление хрупкому разрушению корпусов водо-водяных энергетических реакторов на стадии проектирования. – М: АО «Концерн Росэнергоатом». – 2013. – 63 с.
7. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П. и др. Дозовременные зависимости критической температуры хрупкости корпусных сталей для прогнозирования ресурса корпусов ВВЭР-1000. // Атомная энергия. – 2011. – Т. 110. – Вып. 3. – С. 123-130.
8. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П. и др. Погрешность определения дозовременных зависимостей критической температуры хрупкости сварных соединений корпусных сталей при проектировании ВВЭР. // ВАНТ. Сер.: Обеспечение безопасности АЭС. – 2011. – Вып. 30. Реакторные установки с ВВЭР. – С. 126-141.
9. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П. и др. Статистическое моделирование реалистичной оценки радиационного охрупчивания корпусных материалов ВВЭР-1000. // ВАНТ. Сер.: Физика ядерных реакторов – 2016. – Вып. 2. – С. 24-41.
10. ASTM E2248-13 Standard Test Method for Impact Testing of Miniaturized Charpy V-Notch Specimens.
11. Марголин Б.З., Николаев В.А., Юрченко Е.В. и др. Анализ охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации. // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 4. – С. 108-123.
12. ГОСТ 9454-78 Металлы. Методы испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Издательство стандартов. – 1994. – 26 с.
13. DIN EN ISO 148-1-2011 Metallic materials – Charpy pendulum impact test – Part 1: Test method (ISO 148-1:2009); German version EN ISO 148-1:2010. – 35 p.
14. ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Материалы металлические. Испытание на ударный изгиб на маятниковом копре по Шарпи. – М.: Стандартинформ. – 2014. – 46 с.
15. Марков С.И. Референтные технологии термической обработки обечаек корпуса реактора типа ВВЭР. // Тяжелое машиностроение. – 2011. – № 8 – С. 12-16.
16. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М: ИПК Издательство стандартов. – 1982. – 21 с.
17. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П. и др. Влияние химической и структурной неоднородности корпусной стали реакторов ВВЭР на изменение критической температуры хрупкости при облучении // Атомная энергия. – 2012. – Т. 112. – Вып. 1. – С. 31-38.
18. Аносов Н.П., Кричивец Т.М., Новожилов Н.М. и др. Ускоренная оценка радиационной стойкости швов в зависимости от их химического состава // Автоматическая сварка. – 1982. – № 6 (351). – С. 62-63.
19. Аносов Н.П., Новожилов Н.М., Евсеев С.И. и др. Оценка зависимости радиационного охрупчивания металла швов от их химического состава // Автоматическая сварка. – 1985. – № 10 (391). – С. 66-68.
20. Сурков А.В., Новожилов Н.М., Аносов Н.П. Способ получения сплава переменного химического состава. / Авторское свидетельство СССР № 642101. Бюллетень №2, 15. 01. 1979.
21. Аносов Н.П., Новожилов Н.М., Зубченко А.С. и др. Оценка радиационной стойкости металла зоны сплавления сварных соединений стали 15Х2НМФАА с применением швов переменного химического состава // Автоматическая сварка. – 1990. – № 11 (452). – С. 7-10.

22. РД 90 1.1.2.09.0789-2012 Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000. – М: АО «Концерн Росэнергоатом». – 2012. – 56 с.

Поступила в редакцию 29.03.2018 г.

Авторы

Аносов Николай Петрович, старший научный сотрудник, к.т.н.

E-mail: NPAnosov@cniitmash.com

Скоробогатых Владимир Николаевич, директор института материаловедения, к.т.н.,

E-mail: VNSkorobogatykh@cniitmash.com

Гордюк Любовь Юрьевна, старший научный сотрудник,

E-mail: LUGorduk@cniitmash.com

Юргина Жанна Владимировна, инженер

E-mail: ZVUrgina@cniitmash.com

Кощеев Константин Николаевич, главный специалист отд. науки и инновационного развития

E-mail: irm@irmatom.ru

Барсанова Светлана Владимировна, начальник лаборатории,

E-mail: irm@irmatom.ru

Шамардин Валентин Кузьмич, начальник лаборатории, к.т.н.

E-mail: shamardin-vk@yandex.ru

UDC 621.18-03

THE STUDY OF THE BRITTLE FRACTURE RESISTANCE IN FUSION AREAS BETWEEN RPV STEEL 15H2NMFA GRADE 1 AND AUSTENITIC PADDING

Anosov N.P. *, Skorobogatykh V.N. *, Gordyuk L.Yu. *, Yurgina Zh.V. *,
Koshcheyev K.N. **, Barsanova S.V. **, Shamardin V.K. ***

* JSC RPA «CNIITMASH»

4 Sharikopodshipnikovskaya st., Moscow, 115088 Russia

** JSC Institute of Reactor Materials

P.O. Box # 29, Zarechny, Sverdlovsk reg., 624250 Russia

*** JSC «SSC RIAR»

9 Zapadnoye Shosse, Dimitrovgrad, Ulyanovsk reg., 433510 Russia

ABSTRACT

The authors investigate the brittle fracture resistance of PRV 15H2NMFA grade 1 steel. The study used sets of small-sized specimens and a set of standard specimens. It is shown that, using sets of small-sized specimens in mechanical tests to determine the brittle fracture resistance of RPV 15H2NMFA grade 1 steel, it becomes possible to increase the test volume in each batch by 8 times without significant changes in the design of irradiation devices and, therefore, initial irradiation parameters, thereby substantially expanding the database of test results for statistical processing.

The paper demonstrates the need for large-scale process simulation of conditions arising in weld joint zones that are inaccessible for direct testing, such as: (1) the welding zone between the base metal and the corrosion-resistant coating metal, (2) the welding area between the weld metal and the corrosion-resistant coating metal,

and (3) the fusion area between the base metal, the weld metal, and the anticorrosive cladding metal.

Process simulation of the metal of fusion areas up to 0.5 mm wide (each is 100 μm in size) with an experimental electrosag refined (ESR) ingot of up to 300 mm long with a similar microstructure and variable chemical composition makes it possible (1) to examine at least 1000 small-sized impact specimens with a continuous distribution of the content of chemical elements in accordance with a certain law; and (2) to test these specimens and determine brittle fracture dangerous zones across fusion areas between the base metal and the anti-corrosive padding metal in the initial state or after subsequent irradiation at a given fluence rate and temperature.

Key words: assessment of brittle fracture resistance, critical brittle point T_K , ductile-to-brittle-transition-temperature T_P , conservative vessel life estimations, padding and welded joints.

REFERENCES

1. PNAE G-7-002-86 *Rules of strength calculation for equipment and pipelines of nuclear power plants*. Moscow. Energoatomizdat Publ., 1987, 525 p. (in Russian).
2. PNAE G-7-008-89 *Rules of the device and safe operation of equipment and pipelines of nuclear power plants*. Moscow. FBU «NTC YaRB» Publ., 2012, 194 p. (in Russian).
3. TU 0893-013-00212179-2003 *Billets of 15H2NMFA, 15H2NMFA-A or 15H2NMFA grade 1 steels for reactor plant vessels, covers, and other components*. Moscow. Information and Reference system «Tekhekspert» Publ., 2003, 26 p. (in Russian).
4. Vishkarev O.M., Dub V.S., Loboda A.S., Shamardin V.K., Kobelev N.N., Kalugina I.I., Zubova T.N. Radiation resistance of 15H2NMFA steel. *Trudy CNIITMASH*. 1980, no. 157, pp. 4-6 (in Russian).
5. Vishkarev O.M., Dub V.S., Loboda A.S., Kashirsky Yu.V., Shamardin V.K., Zubova T.N., Kalugina I.I., Kobelev N.N. Effect of impurities on radiation resistance of 15H2NMFA pearlitic steel. *Trudy CNIITMASH*. 1980, no. 157, pp. 19-24 (in Russian).
6. RD EO 1.1.2.99.0920-2013. *Calculation of brittle fracture resistance for VVER vessels at the design stage*. Moscow. JSC «Rosenergoatom» Publ., 2013. 63 p. (in Russian).
7. Dub A.V., Skorobogatykh V.N., Anosov N.P., Zharov V.V., Zubchenko A.S., Piminov V.A. Critical brittleness temperature dose-time relationships for predicting VVER-1000 RPV steel lifetime. *Atomnaya Energiya*. 2011, v. 110, iss. 3, pp. 123-130 (in Russian).
8. Dub A.V., Skorobogatykh V.N., Anosov N.P., Zharov V.V., Zubchenko A.S., Piminov V.A., Shamardin V.K. The error in determining the critical brittleness temperature dose-time relationships for RPV steel welded joints in VVER design. *VANT. Ser. Obespechenie bezopasnosti AES*. 2011, iss. 30, Reaktornye ustanovki VVER, pp. 126-141 (in Russian).
9. Dub A.V., Skorobogatykh V.N., Anosov N.P., Gordyuk L.Yu., Zubchenko A.S., Shamardin V.K. Statistical modeling of realistic assessment of VVER-1000 RPV materials radiation embrittlement. *VANT. Ser. Fizika atomnykh reaktorov*. 2016, iss. 2, pp. 24-41 (in Russian).
10. ASTM E2248-13 Standard Test Method for Impact Testing of Miniaturized Charpy V-Notch Specimens.
11. Margolin B.Z., Nikolaev V.A., Yurchenko E.V., Nikolaev Yu.A., Erak D.Yu., Nikolaeva A.V. Analysis of the embrittlement of VVER-1000 RPV materials in the process of exploitation. *Voprosy materialovedeniya*. 2009, pp. 108-123 (in Russian).
12. GOST 9454-78. *Metals. Methods for testing the impact strength at low, room and high temperature*. Moscow. Izdatel'stvo standartov Publ., 1994, 26 p. (in Russian).
13. DIN EN ISO 148-1-2011 *Metallic materials. Charpy pendulum impact test. Part 1: Test method (ISO 148-1:2009)*. German version EN ISO 148-1:2010, 35 p.
14. GOST R ISO 148-1-2013. *Metallic materials. Charpy pendulum impact test*. Moscow. Standartinform Publ., 2014, 46 p. (in Russian)

15. Markov S.I. Reference heat treatment methods for VVER type reactor vessel shells. *Tyazhyoloe mashinostroenie*. 2011, no. 8, pp. 12-16 (in Russian).
16. GOST 5639-82. *Steel and alloys. Methods for detection and determination of grain size*. Moscow. IPK Izdatel'stvo standartov Publ., 1982, 21 p.
17. Dub A.V., Skorobogatykh V.N., Anosov N.P., Zharov V.V., Zubchenko A.S., Piminov V.A., Shamardin V.K. Influence of the chemical and microstructural inhomogeneity of VVER RPV steels on critical brittleness temperature change under irradiation. *Atomnaya Energiya*. 2012, v. 112, no. 1, pp. 31-38 (in Russian).
18. Anosov N.P., Krichivets T.M., Novozhilov N.M., Zubchenko A.S., Tsikunov N.S. Express method for evaluating radiation resistance of weld joints as a function of chemical composition. *Avtomaticheskaya svarka*. 1982, no. 6 (351), pp. 62-63 (in Russian).
19. Anosov N.P., Novozhilov N.M., Evseyev S.I., Amayev A.D., Kryukov A.M., Sokolov M.A. Estimating chemical composition dependence of weld joint metal radiation embrittlement. *Avtomaticheskaya svarka*. 1985, no. 10 (391), pp. 66-68 (in Russian).
20. Surkov A.V., Novozhilov N.M., Anosov N.P. *Method for producing an alloy of variable chemical composition*: Authors' Certificate of the USSR No. 642101, Bulletin No. 2, 15.01.1979.
21. Anosov N.P., Novozhilov N.M., Zubchenko A.S., Kolesova T.N., Pecherin A.M., Shamardin V.K. Radiation resistance evaluation for 15H2NMFAA weld joint fusion zone metal using seams of variable chemical composition. *Avtomaticheskaya svarka*. 1990, no. 11 (452), pp. 7-10 (in Russian).
22. RD E0 1.1.2.09.0789-2012. *Procedure for VVER-1000 reactor vessel strength and lifetime calculation based on fracture toughness values determined by the surveillance specimens testing*. Moscow. JSC «Rosenergoatom» Publ., 2012, 56 p. (in Russian).

Authors

Anosov Nikolay Petrovich, Senior Researcher, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: NPAnosov@cniitmash.com

Skorobogatykh Vladimir Nikolaevich, Deputy Director General, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: VNSkorobogatykh@cniitmash.com

Gordiyuk Lyubov Yuryevna, Senior Researcher

E-mail: LUGorduk@cniitmash.com

Yurgina Zhanna Vladimirovna, Engineer

E-mail: ZVUrgina@cniitmash.com

Koshcheev Konstantin Nikolaevich, Chief Specialist

E-mail: irm@irmatom.ru

Barsanova Svetlana Vladimirovna, Head of Laboratory,

E-mail: irm@irmatom.ru

Shamardin Valentin Kuzmich, Head of Laboratory, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: shamardin-vk@yandex.ru