

## СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ КОРПУСНОЙ СТАЛИ ВВЭР В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

Н.П. Аносов\*, В.Н. Скоробогатых\*, Л.Ю. Гордюк\*, В.А. Михеев\*,  
Е.В. Погорелов\*, В.К. Шамардин\*\*

\* АО «НПО «ЦНИИТМАШ»

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

\*\* АО «ГНЦ НИИАР»

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



В работе определяется влияние химической и структурной неоднородности на сопротивление хрупкому разрушению корпусных материалов ВВЭР в исходном состоянии (без облучения). Предложена замена оценки сопротивления хрупкому разрушению (СХР) с использованием критической температуры хрупкости  $T_k$  на оценку СХР с применением температуры хрупко-вязкого перехода  $T_p$ . Рассмотрено применение тарировочных графиков для исследования зависимости  $T_p$  от размеров зерна и термической обработки.

Сопоставление значений  $T_k$  и  $T_p$  экспериментального металла промышленных заготовок стали 15Х2НМФА-А свидетельствует, что значения  $T_k$  значительно более низкие, чем значения  $T_p$ :

– на нижнем уровне консервативности различие  $T_k$  и  $T_p$  составляет 22°C;

– на верхнем уровне консервативности различие составляет 24°C.

Выполнена статистическая обработка массивов результатов испытаний критической температуры хрупкости и температуры хрупко-вязкого перехода ударных образцов, изготовленных из корпусных сталей ВВЭР-1000 (15Х2НМФА-А) и ВВЭР-1200 (15Х2НМФА класс 1). Исследованные промышленные образцы обечаек были изготовлены на заводе «Энергомашспецсталь».

Получено, что в металле образцов-свидетелей корпусов ВВЭР-1000 при содержании меди

– менее 0,06% термообработка оказывает существенное влияние на величину  $T_p$ , которая изменяется от –99 до –28°C;

– от 0,07 до 0,12% термообработка не оказывает существенного влияния на величину  $T_p$ , которая изменяется от –60 до –40°C.

**Ключевые слова:** оценка сопротивления хрупкому разрушению, критическая температура хрупкости, температура хрупко-вязкого перехода, стандартное отклонение и консервативная оценка ресурса корпуса ВВЭР-1000.

### ВВЕДЕНИЕ

Радиационное охрупчивание корпусных материалов ВВЭР определяется нормативными сдвигами критической температуры хрупкости  $\Delta T_k$  (табл. 1) (см. [1] с уточнениями в [2, 3]).

© Н.П. Аносов, В.Н. Скоробогатых, Л.Ю. Гордюк, В.А. Михеев, Е.В. Погорелов,  
В.К. Шамардин, 2018

В соответствии с требованиями надежной эксплуатации коэффициент радиационного охрупчивания  $A_F$  выбирается по максимальному значению при аттестационных испытаниях нескольких корпусных материалов (рис. 1).

В настоящее время статистическая модель аппроксимирующей дозвременной зависимости (ДВЗ)  $\Delta T_K = A_F \cdot F^n + \delta T_K$  в виде верхней огибающей полосы разброса данных (соответствует верхнему уровню консервативности  $\Delta T_K$ ) представлена в РД [2, 3].

Таблица 1  
**Значения коэффициентов радиационного охрупчивания  $A_F$  и  $n$  для основного металла 15X2НМФА-А и 15X2НМФА класс 1 при температуре облучения 290 °С**

Материал	$A_F$	$n$	$\delta T_K, ^\circ\text{C}$	$T_{K0}, ^\circ\text{C}$	Ni, %	P, %	Cu, %
ПНАЭ Г-7-002-86. Корпусная сталь 15X2НМФАА							
Основной металл	23	1/3	–	–20	1,0 – 1,5	≤ 0,007	≤ 0,10
РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012. Корпусная сталь 15X2НМФАА							
«ОМ» + «МШ» Ni ≤ 1,3%	1,45	4/5	38	–35	1,0 – 1,5	≤ 0,007	≤ 0,10
РД ЭО 1.1.2.99.0920-2013. Корпусная сталь 15X2НМФА класс 1							
Основной металл	1,26	4/5	38	–45	1,0 – 1,3	≤ 0,006	≤ 0,06

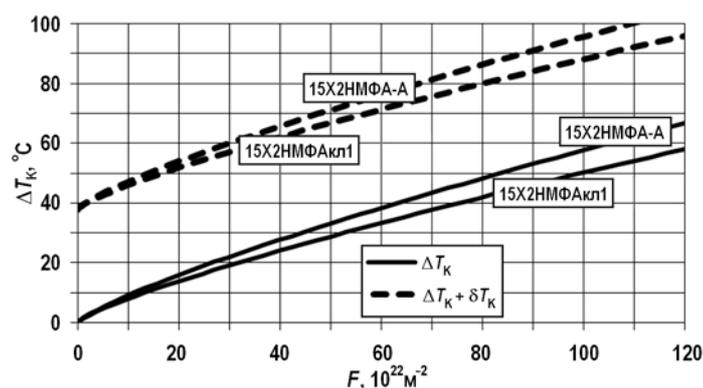


Рис.1. Нормативные дозвременные зависимости  $\Delta T_K$  сталей 15X2НМФА-А и 15X2НМФА класс 1

Нормативный запас консервативности определения  $\Delta T_K$  ( $\delta T_K = 38^\circ\text{C}$ ) для основного металла 15X2НМФА-А и 15X2НМФА класс 1 при флюенсе до  $100 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$  в несколько раз превосходит разность нормативных  $\Delta T_K$  указанных сталей, не превышающую  $10^\circ\text{C}$  (см. рис. 1), что не соответствует предположению о существенном влиянии химической неоднородности металла на  $\delta T_K$  [17].

Сопrotивление хрупкому разрушению (СХР) корпусных материалов  $T_K = T_{K0} + \Delta T_K$  определяется неаддитивным суммированием нормативных гарантированных сдвигов критической температуры хрупкости с нормативной гарантированной критической температурой хрупкости металла в исходном состоянии  $T_{K0}$  ([4]) стали 15X2НМФА класс 1 и характеризуется завышенным запасом консервативности  $\delta T_K$  [15].

При определении  $T_{K0}$  контрольных комплектов образцов-свидетелей основного металла ВВЭР-1000, соответствующих по [4] стали 15X2НМФА класс 1,

- верхнее значение уровня консервативности  $T_{K0\text{max}} = -45^\circ\text{C}$  при  $\delta T_K = 38^\circ\text{C}$ ;
- нижнее значение уровня консервативности  $T_{K0\text{min}} = -83^\circ\text{C}$  при  $\delta T_K = 0^\circ\text{C}$ .

Следовательно, при аддитивном суммировании нормативная  $T_{K0} = -83^\circ\text{C}$  соответствует фактической.

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ НОРМАТИВНОЙ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ХРУПКОСТИ СТАЛИ 15Х2НМФА-А ПО МЕТОДИКАМ [1, 5, 13]

Сопоставление значений  $T_K$  и  $T_P$  экспериментального металла промышленных заготовок стали 15Х2НМФА-А свидетельствует, что  $T_K$  значительно более низкие, чем  $T_P$ . Критическая температура хрупкости  $T_K$  является нормативным критерием при определении СХР и широко используется в расчетах, поэтому значительный интерес представляет применение критерия  $T_P$ .

Под критической температурой хрупкости  $T_K$  понимается температура пересечения линии температурной кривой ударной вязкости с уровнем определения температуры перехода по пределу текучести стали [1].

Температура перехода  $T_P$  характеризует положение крутого подъема характеристики зависимости поглощенной энергии от температуры» [5]. Условия проведения испытаний по [5, 13]. Зависимость поглощенной энергии от температуры устанавливают путем построения сглаженной кривой по отдельным точкам. Конкретное значение поглощенной энергии получают в процентах от значения, соответствующего верхней площадке  $KV$ , например, 50%.

Основное различие методик [1] и [5] состоит в уровнях определения температуры перехода  $T_P$  и критической температуры хрупкости  $T_K$  относительно уровня верхней площадки  $KV$  и  $KCV$ :

- для  $T_P$  уровень определения температуры перехода составляет 50% относительно уровня верхней площадки  $KV$ ;
- для  $T_K$  уровень определения температуры перехода, составляет, например, 26,2% относительно уровня верхней площадки  $KCV$  при пределе текучести стали 15Х2НМФА-А 490 МПа, что сопровождается смещением в область более низких температур.

### ИССЛЕДОВАНИЯ $T_K$ И $T_P$ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО МЕТАЛЛА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЗАГОТОВОК СТАЛИ 15Х2НМФА-А

Опытно-штатная обечайка АЗ корпуса реактора ВВЭР-1000 из экспериментального металла промышленных заготовок стали 15Х2НМФА-А изготовлена на заводе «Энергомашспецсталь» электродуговой выплавкой с разливом в вакууме (поковка 14308, плавки № 37356 и 17501), содержит 1,31% Ni, 0,005% P, 0,04% Cu и по вредным примесям практически соответствует стали 15Х2НМФА класса 1 (табл. 2).

Экспериментально определялась критическая температура хрупкости  $T_K$  и оценивались погрешности определения  $T_K$  в зависимости от числа испытанных образцов и схемы испытаний [6, 12]. Для этого проводилась статистическая обработка 1120-ти результатов испытаний образцов на ударный изгиб (см. табл. 2) [14 – 16]. Полагалось, что нижним уровнем консервативности экспериментальной величины является ее среднее арифметическое  $A$ , а верхним – сумма  $A + \sigma_{CT}$ , где  $\sigma_{CT}$  – стандартное отклонение [14, 15].

Таблица 2

#### Результаты обработки массива данных испытаний образцов на ударный изгиб металла промышленных заготовок обечайки АЗ ВВЭР-1000

Материал (№ плавки, обечайка)	Содержание элементов, %			ПНАЭ Г-7-002-86 Уровень консервативности верхний / нижний		ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Уровень консервативности верхний / нижний	
	Ni	P	Cu	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_P$ , °С	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_P$ , °С
37356 и 17501	1,31	0,005	0,04	225 / 235	–74 / –84	215 / 225	–50 / –62

Сравнение результатов расчетов подтверждает, что основное отличие методик состоит в различных уровнях  $KV$  и  $KCV$  при определении температуры перехода  $T_P$  и кри-

тической температуры хрупкости  $T_K$ , при этом разность  $T_P - T_K$  достигает  $22^\circ\text{C}$  на нижнем и  $24^\circ\text{C}$  на верхнем уровне консервативности (табл. 2).

Применение температуры перехода  $T_P$  для определения сопротивления хрупкому разрушению корпусных материалов ВВЭР представляется статистически обоснованным, так как  $T_P$  расположено в центре нормального распределения вероятностей  $KV$  в зависимости от температуры испытаний ударных образцов (рис. 2).

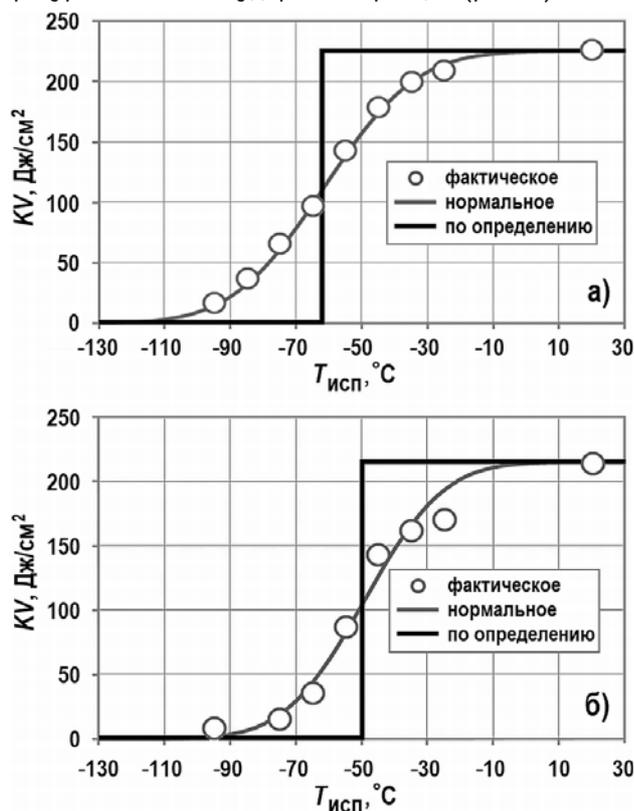


Рис. 2. Температурные распределения  $KV$  экспериментального металла промышленных заготовок стали 15X2NMFA-A на уровне консервативности: а) нижнем; б) верхнем

Зависимость поглощенной энергии  $KV$  от температуры испытания металла промышленных заготовок стали 15X2NMFA-A на нижнем и верхнем уровнях консервативности  $T_P$  получена путем построения сглаженной кривой, полностью соответствующей нормальному стандартному распределению по отдельным точкам (рис. 2а) с точкой перегиба в  $T_P$ . На верхнем уровне консервативности  $T_P$  сглаженная кривая отражает разброс точек относительно нормального стандартного распределения (рис. 2б) с точкой перегиба в  $T_P$  с учетом стандартного отклонения  $\sigma_{CT} = 12^\circ\text{C}$ .

### ИССЛЕДОВАНИЯ $T_P$ ЛАБОРАТОРНОГО ТАРИРОВОЧНОГО МЕТАЛЛА СТАЛИ 15X2NMFA-A БАЗОВОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Обечайки активной зоны корпусов реакторов ВВЭР-1000 и 1200 из металла промышленных заготовок стали 15X2NMFA-A и 15X2NMFA класс 1 подвергаются окончательной термообработке по режимам, разработанными в НПО «ЦНИИТМАШ» [7].

Граница сплавления основного металла и материала сварного шва после нанесения антикоррозионной наплавки не подвергается окончательной термообработке соответствующими режимами, а термически обрабатывается по режимам технологических отпусков.

Полученные заготовки проходили термическую обработку по следующим режимам, обеспечивающим определенную структуру и размер зерна металла в заготовках [11]:

– металл шва и основной металл границы сплавления после технологических отпусков имеют отпущенную литую структуру с размером зерна 90 – 120 мкм (далее «изотермический отжиг»);

– металл после штатной термообработки по основному режиму (нормализация, закалка, отпуск) имеет улучшенную структуру с размером зерна 40 – 60 мкм (далее «закалка»);

– металл после термообработки по режиму, состоящему из 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 (далее «отпуск»).

Экспериментальные комплекты малоразмерных ударных образцов изготовлены в соответствии с [5] из лабораторного металла ЛНП-сваркой промышленных заготовок неплавящимся вольфрамовым электродом в аргоне [8, 18 – 20].

Для заготовок используется металл промышленной обечайки из стали 15Х2НМФА (15Х2НМФА класс 1 базового химического состава) плавки 132009, содержащей 1,16% Ni, 0,0025% P и 0,025% Cu с заданным изменением структуры, выплавленной на высококачественной чистой шихте [9, 10].

Для исследований влияния термообработки на сопротивление хрупкому разрушению (СХР) лабораторного металла локального непрерывного переплава (ЛНП) непосредственно после переплава сваркой металл подвергают высокому отпуску и изготавливают экспериментальные комплекты малоразмерных ударных образцов с условным названием «отпуск» или «нулевой уровень термообработки» металла.

Окончательная термообработка обечаек активной зоны корпусов ВВЭР определяется соответствующими режимами:

– «закалка» для стали 15Х2НМФА-А корпусов ВВЭР-1000;

– «изотермический отжиг» для стали 15Х2НМФА-А и стали 15Х2НМФА класс 1 корпусов ВВЭР-1200.

Таблица 3

**Результаты определения  $T_p$  переплавленного сваркой лабораторного металла заготовок стали 15Х2НМФА класс 1 базового химического состава**

Режим термообработки	Содержание элементов, %			ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Уровень консервативности верхний / нижний	
	Ni	P	Cu	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_p$ , °C
«Отпуск»	1,16	0,0025	0,025	0,90 / 0,90	-30 / -31
«Закалка»	1,16	0,0025	0,025	0,94 / 1,00	-60 / -62
«Изотермический отжиг»	1,16	0,0025	0,025	0,88 / 1,00	-96 / -99

В ходе исследования были построены тарифовочные графики, которые отражают зависимость  $T_p$  от структуры (размера зерна), соответствующие различным термическим обработкам. Для подтверждения зависимости  $T_p$  от размера зерна при структурах металла ЛНП базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1 необходимо использовать результаты испытаний промышленных заготовок штатных обечаек корпуса ВВЭР-1200, подвергнутых «изотермическому отжигу» и металла образцов-свидетелей промышленных обечаек корпуса ВВЭР-1000 подвергнутых «закалке» [9, 10, 14, 15].

### ИССЛЕДОВАНИЯ $T_P$ МЕТАЛЛА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЗАГОТОВОК СТАЛЕЙ ШТАТНЫХ ОБЕЧАЕК КОРПУСА РУ ВВЭР

Штатные верхняя и нижняя обечайки зоны патрубков из стали 15X2НМФА-А и нижняя, опорная и верхняя обечайки активной зоны из стали 15X2НМФА класс 1 реактора ВВЭР-1200 и удлиненная обечайка АЗ корпуса реактора ВВЭР-ТОИ из стали 15X2НМФА класс 1 изготовлены на заводе «Энергомашспецсталь». Элементы корпусного оборудования были подвергнуты режиму термической обработки «изотермический отжиг». В таблицах 4 – 6 представлены основные сведения об обечайках.

Таблица 4  
**Результаты определения  $T_P$  штатного металла обечайек зоны патрубков ВВЭР-1200 из стали 15X2НМФА-А**

Материал (№ плавки, обечайка)	Содержание элементов, %			ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Уровень консервативности верхний / нижний	
	Ni	P	Cu	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_P$ , °C
15-12003, нижняя, ЗП	1,34	0,005	0,04	327 / 336	-64 / -65
15-12001, верхняя, ЗП	1,34	0,005	0,04	294 / 306	-69 / -70

Таблица 5  
**Результаты определения  $T_P$  штатного металла обечайек АЗ корпуса ВВЭР-1200 из стали 15X2НМФА класс 1**

Материал (№ плавки, обечайка)	Содержание элементов, %			ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Уровень консервативности верхний / нижний	
	Ni	P	Cu	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_P$ , °C
15-1056, нижняя, АЗ	1,08	0,005	0,02	263 / 291	-65 / -65
15-1073, верхняя, АЗ	1,10	0,005	0,02	317 / 321	-75 / -76
15-1062, опорная, АЗ	1,08	0,005	0,01	291 / 307	-48 / -48

Таблица 6  
**Результаты определения  $T_P$  штатного металла торцов удлиненной обечайки АЗ корпуса ВВЭР-ТОИ из стали 15X2НМФА класс 1**

Материал (№ плавки, обечайка)	Содержание элементов, %			ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Уровень консервативности верхний / нижний	
	Ni	P	Cu	$KV_{max}$ , Дж / см <sup>2</sup>	$T_P$ , °C
15-13247, удлиненная, АЗ, торец прибыльной части слитка	1,08	0,005	0,04	267 / 297	-47 / -47
15-13247, удлиненная, АЗ, торец донной части слитка	1,08	0,005	0,04	356 / 369	-75 / -76

### ТАРИРОВКА МЕТАЛЛА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЗАГОТОВОК БАЗОВОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛИ 15X2НМФА КЛАСС 1

Повышение содержания фосфора в металле промышленных заготовок штатных обечайек корпуса ВВЭР-1200, подвергнутых термообработке «изотермический отжиг» от 0,0025 до 0,0050%, сопровождается ростом  $T_P$  до уровня, соответствующего раз-

меру зерна термообработки «закалка» металла базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1 (рис. 3), что подтверждает отрицательное влияние фосфора на свойства границ зерен.

При этом металлы опорной обечайки АЗ и торца прибыльной части слитка удлиненной обечайки активной зоны, подвергнутые «изотермическому отжигу» и соответствующие уровню ТУ [4], характеризуются уровнем  $T_p$  выше уровня, соответствующего размеру зерна термообработки «закалка» металла базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1.

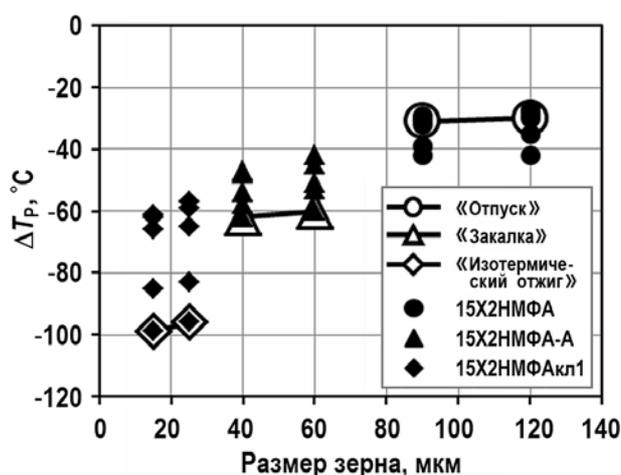


Рис. 3. Тарировочный график  $T_p$  в зависимости от структуры (размер зерна) металла корпусов ВВЭР-1200 из стали 15Х2НМФА класс 1, соответствующей режимам «отпуск», «закалка» и «изотермический отжиг» для различных заготовок

Указанный металл при сборке корпуса ВВЭР-1200 располагают в верхней части активной зоны, достаточно удаленной от источника облучения, гарантируя безопасность эксплуатации.

### ТАРИРОВКА ЗАВИСИМОСТИ $T_p$ ОТ РАЗМЕРА ЗЕРНА МЕТАЛЛА ИЗ СТАЛИ 15Х2НМФА-А ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ ОБЕЧАЕК КОРПУСА ВВЭР-1000

Повышение содержания Ni от 1,00 до 1,35%, P от 0,0025 до 0,0100%, Si от 0,025 до 0,12% в металле промышленных заготовок образцов-свидетелей корпуса ВВЭР-1000, подвергнутых режиму «закалка», сопровождается (см. рис. 3)

- ростом  $T_p$  до уровня выше соответствующего режиму «отпуск» металла базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1;
- падением  $T_p$  до уровня ниже соответствующего режиму «закалка» металла базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1.

Влияние меди на  $T_p$  определяется при соответствии структуры металла образцов-свидетелей корпуса ВВЭР-1000 (режимы «отпуск», «закалка» и «изотермический отжиг») металла ЛНП базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1 (рис. 4).

При содержании в металле образцов-свидетелей корпусов ВВЭР-1000 меди в количестве

- менее 0,06% термообработка оказывает существенное влияние на величину  $T_p$ , которая изменяется от  $-99$  до  $-28$ °C;
- от 0,07 до 1,2% термообработка не оказывает существенного влияния на величину  $T_p$ , которая изменяется от  $-60$  до  $-40$ °C;

Величина  $T_p$  практически не зависит от уровня консервативности (см. рис. 4).

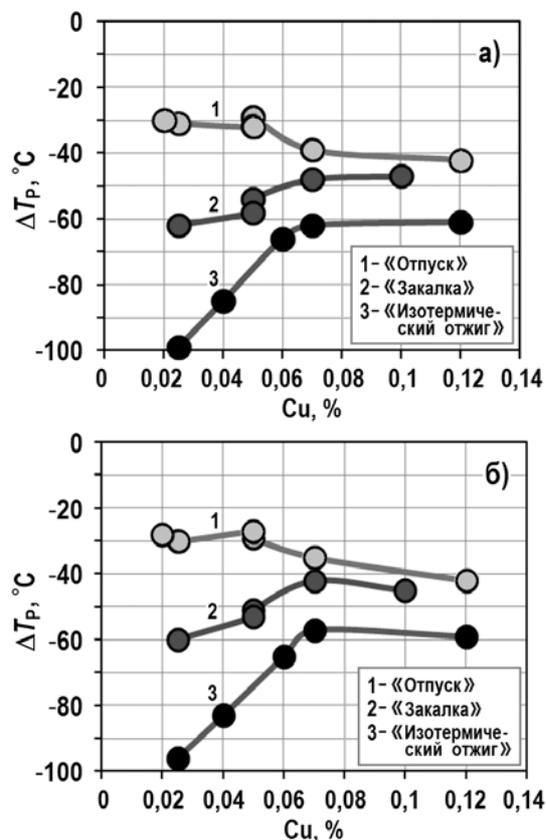


Рис. 4. Влияние содержания меди на  $T_p$  образцов-свидетелей корпусов ВВЭР-1000 из стали 15Х2НМФА-А, подвергнутых режиму «закалка» и соответствующих режимам «отпуск», «закалка», «изотермический отжиг» металла ЛНП базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1 на уровне консервативности: а) нижнем; б) верхнем

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Сопоставление значений  $T_K$  и  $T_p$  экспериментального металла промышленных заготовок стали 15Х2НМФА-А (см. табл. 2) свидетельствует, что значения  $T_K$  значительно более низкие, чем значения  $T_p$ :

- на нижнем уровне консервативности различие  $T_K$  и  $T_p$  составляет 22°C;
- на верхнем уровне консервативности различие составляет 24°C.

2. Существенные различия результатов связаны с определением  $T_p$  непосредственно в точке перегиба нормального стандартного распределения вероятностей, а  $T_K$  в точке, расположенной значительно ниже, поэтому применение температуры перехода  $T_p$  для определения сопротивления хрупкому разрушению корпусных материалов ВВЭР представляется статистически обоснованным.

3. Тарировочный график, отражающий зависимость  $T_p$  от структуры (размера зерна) металла ЛНП базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1, соответствующей термообработкам «отпуск», «закалка» и «изотермический отжиг», необходимо использовать для подтверждения результатов испытаний штатных обечаек корпуса ВВЭР.

4. Повышение содержания фосфора от 0,0025 до 0,0050% в металле обечаек корпуса ВВЭР-1200, подвергнутых «изотермическому отжигу», сопровождается ростом  $T_p$  до уровня, соответствующего размеру зерна термообработки «закалка» металла ЛНП базового химического состава стали 15Х2НМФА класс 1 (см. рис. 3), что подтверждает отрицательное влияние фосфора на свойства границ зерен.

5. Повышение содержания никеля от 1,00 до 1,35, фосфора от 0,0025 до 0,0100% и

меди от 0,025 до 0,12% в металле заготовок образцов-свидетелей корпуса ВВЭР-1000, подвергнутых «закалке» сопровождается (см. рис. 3)

– ростом  $T_p$  до уровня выше соответствующего термообработке «отпуск» металла базового химического состава стали 15X2НМФА класс 1;

– снижением  $T_p$  до уровня ниже соответствующего термообработке «закалка» металла базового химического состава стали 15X2НМФА класс 1.

6. При содержании в металле образцов-свидетелей корпусов ВВЭР-1000 меди

– менее 0,06% термообработка оказывает существенное влияние на величину  $T_p$ , которая изменяется от –99 до –28°C;

– от 0,07 до 1,2 % термообработка не оказывает существенного влияния на величину  $T_p$ , которая изменяется от –60 до –40°C;

– величина  $T_p$  практически не зависит от уровня консервативности (см. рис. 4).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки 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. РД ЭО 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.
3. РД ЭО 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.
4. ТУ 0893-013-00212179-2003 «Заготовки из стали марок 15X2НМФА, 15X2НМФА-А, 15X2НМФА класс 1 для корпусов, крышек и других узлов реакторных установок». – М.: Информационно-справочная система «Техэксперт», 2003. – 26 с.
5. ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Материалы металлические. Испытание на ударный изгиб на маятниковом копре по Шарпи. – М.: Стандартинформ, 2014. – 46 с.
6. Казанцев А.Г., Маркочев В.М., Сугирбеков Б.А. Оценка погрешностей определения критической температуры хрупкости металла корпуса реактора ВВЭР-1000 с использованием метода Монте-Карло // Тяжелое машиностроение. – 2015. – № 9-10. – С. 19-27.
7. Марков С.И. Референтные технологии термической обработки обечаек корпуса реактора типа ВВЭР// Тяжелое машиностроение. – 2011. – № 8. – С. 12-16.
8. Сурков А.В., Новожилов Н.М., Аносов Н.П. Способ получения сплава переменного химического состава Авторское свидетельство СССР № 642101. Бюллетень № 2, 15. 01. 1979.
9. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Жаров В.В., Зубченко А.С., Пиминов В.А., Шамардин В.К. 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.
10. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Жаров В.В., Зубченко А.С., Пиминов В.А. Дозовременные зависимости критической температуры хрупкости корпусных сталей для прогнозирования ресурса корпусов ВВЭР-1000// Атомная энергия. – 2011. – Т. 110. – Вып. 3. – С. 123-130.
11. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М.: ИПК «Издательство стандартов», 1982. – 21 с.
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. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Жаров В.В., Зубченко А.С., Пиминов В.А., Шамардин В.К. Погрешность определения дозовременных зависимостей критической температуры хрупкости сварных соединений корпусных сталей при проектировании ВВЭР// ВАИТ.

- Сер.: Обеспечение безопасности АЭС. – 2011. – Вып. 30. Реакторные установки с ВВЭР. – С. 126-141.
15. Дуб А.В., Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Гордюк Л.Ю., Зубченко А.С., Шамардин В.К. Статистическое моделирование реалистичной оценки радиационного охрупчивания корпусных материалов ВВЭР-1000 // ВАНТ. Сер.: Физика ядерных реакторов – 2016. – Вып. 2. – С. 24-41.
16. Вишкарёв О.М., Дуб В.С., Лобода А.С., Каширский Ю.В., Шамардин В.К., Зубова Т.Н., Калугина И.И., Кобелев Н.Н. Влияние примесей на радиационную стойкость корпусной перлитной стали 15Х2НМФА // Труды ЦНИИТМАШ. – 1980. – № 157. – С. 19-24.
17. Вишкарёв О.М., Дуб В.С., Лобода А.С., Шамардин В.К., Кобелев Н.Н., Калугина И.И., Зубова Т.Н. Радиационная стойкость стали 15Х2НМФА // Труды ЦНИИТМАШ. – 1980. – № 157. – С. 4-6.
18. Аносов Н.П., Кричвец Т.М., Новожилов Н.М., Зубченко А.С., Цикунов Н.С. 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., Амаев А.Д., Крюков А.М., Соколов М.А. Оценка зависимости радиационного охрупчивания металла швов от их химического состава // Автоматическая сварка. – 1985. – № 10 (391). – С. 66-68.
20. Аносов Н.П., Новожилов Н.М., Зубченко А.С., Колесова Т.Н., Печерин А.М., Шамардин В.К. Оценка радиационной стойкости металла зоны сплавления сварных соединений стали 15Х2НМФАА с применением швов переменного химического состава // Автоматическая сварка. – 1990. – № 11 (452). – С. 7-10.

Поступила в редакцию 26.04.2017 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

Михеев Василий Анатольевич, инженер-технолог  
E-mail: VAMikheev@cniitmash.com

Погорелов Егор Васильевич, инженер  
E-mail: EVPogorelov@cniitmash.com

Шамардин Валентин Кузьмич, начальник лаборатории, к.т.н.  
E-mail: shamardin-vk@yandex.ru

UDC 621.18-03

### **BRITTLE FRACTURE RESISTANCE OF REACTOR PRESSURE VESSEL STEELS IN THE INITIAL STATE**

Anosov N.P. \*, Skorobogatykh V.N. \*, Gordyuk L.Yu. \*, Mikheev V.A. \*, Pogorelov E.V. \*, Shamardin V.K. \*\*

\*JSC RPA «CNIITMASH»

4 Sharikopodshipnikovskaya st., Moscow, 115088 Russia

\*\*JSC «SSC RIAR»

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

#### ABSTRACT

The effect of chemical and structural inhomogeneity on the resistance to brittle fracture of VVER reactor pressure vessel materials in the initial state (without irradiation) was study in this article. The aim of this work is changing the estimate of

brittle fracture resistance using the critical brittleness temperature  $T_C$  to the estimate of brittle fracture resistance using the brittle viscous transition temperature  $T_P$ . Also in this study the application of calibrating diagrams for studying the dependence of  $T_P$  on the grain size and heat treatment is considered.

Comparison between  $T_C$  and  $T_P$  for experimental metal of standard 15H2NMFAA steel blanks indicates that  $T_C$  values are significantly lower than  $T_P$  values, namely

- difference between  $T_C$  and  $T_P$  at lower level of conservatism is 22°C;
- difference between  $T_C$  and  $T_P$  at upper level of conservatism is 24°C.

Statistical processing of impact test data array for VVER-1000 and VVER-1200 reactor vessel steels (15H2NMFAA and 15H2NMFA grade 1, respectively) was used. The industrial specimens of the Reactor Pressure Vessel Shells studied in the work were manufactured at the Public Joint Stock Company «Energomashspetsstal» (Kramatorsk, Ukraine).

It was found that when the content of copper in the metal of the surveillance specimens of VVER-1000 RPV is

- less than 0.06 wt% heat treatment has a significant effect on the value of  $T_P$ , which varies from –99°C to –28°C;
- between 0.07 to 0.12 wt%, heat treatment does not significantly affect the value of  $T_P$ , which varies from –60°C to –40°C.

The value of  $T_P$  practically does not depend on conservatism level.

**Key words:** brittle fracture resistance, critical brittleness temperature, ductile-to-brittle transition temperature, standard deviation, conservative estimations.

#### REFERENCES

1. PNAE G-7-008-89 Rules of strength calculation for equipment and pipelines of nuclear power plants: Russian Rules and Standards in Nuclear Power Engineering. State Nuclear Energy Supervision the USSR. Moscow. Energy Atomic Publishing, 1987, 525 p. (in Russian).
2. RD EO 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: Russian Operating Company Guidance Document. Moscow. JSC «Rosenergoatom». 2012. 56 p. (in Russian).
3. RD EO 1.1.2.99.0920-2013. Calculation of brittle fracture resistance for VVER vessels at the design stage: Russian Operating Company Guidance Document. Moscow. JSC «Rosenergoatom». 2012. 63 p. (in Russian).
4. TU 0893-013-00212179-2003 Billets of 15H2NMFA, 15H2NMFA-A or 15H2NMFA grade 1 steels for reactor plant vessels, covers, and other components: Russian Technical Standard. Information and Reference system «Teksekspert», 2003, 26 p. (in Russian).
5. GOST R ISO 148-1-2013. Metallic materials. Charpy pendulum impact test: Russian standard. Moscow. Russian scientific and technical centre for information on standardization, metrology and conformity assessment, 2014, 46 p. (in Russian).
6. Kazantsev A.G., Markochev V.M., Sugirbekov B.A. Estimation of errors in determining critical brittleness temperature of VVER-1000 reactor shell metal using the Monte Carlo method. *Tyazhyoloe Mashinostroenie*. 2015, iss. 9-10, pp. 19-27 (in Russian).
7. Markov S.I. Reference heat treatment methods for VVER type reactor vessel shells. *Tyazhyoloe Mashinostroenie*. 2011, iss. 8, pp. 12-16 (in Russian).
8. 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 (in Russian).
9. 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).
10. 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).

11. GOST 5639-82. Steel and alloys. Methods for detection and determination of grain size: Russian standard. Moscow. IPC Publishing House of Standards, 1982, 21 p. (in Russian).

12. GOST 9454-78. Metals. Method for testing the impact strength at low, room and high temperature: Russian standard. Moscow. IPC Publishing House of Standards, 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. 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, pp. 126-141 (in Russian).

15. 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 yadernykh reaktorov*. 2016, iss. 2, pp. 24-41 (in Russian).

16. 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 TsNIITMASH*. 1980, no. 157, pp. 19-24 (in Russian).

17. 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 TsNIITMASH*. 1980, no. 157, pp. 4-6 (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. 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).

#### 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

Gordyuk Lyubov' Yur'yevna, Senior Researcher

E-mail: LUGorduk@cniitmash.com

Mikheev Vasilij Anatol'yevich, Engineer

E-mail: VAMikheev@cniitmash.com

Pogorelov Egor Vasil'yevich, Engineer

E-mail: EVPogorelov@cniitmash.com

Shamardin Valentin Kuz'mich, Head of Laboratory, Cand. Sci. (Engineering)

E-mail: shamardin-vk@yandex.ru