

# КОРРОЗИЯ И МАССОПЕРЕНОС КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В НАТРИЕВОМ И НАТРИЙ-КАЛИЕВОМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯХ

**Н.Д. Краев**

*ГНЦ РФ - Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского, г. Обнинск*



Обобщен экспериментальный материал по влиянию температуры, скорости потока, концентрации кислорода и продуктов коррозии в натрии и сплаве натрий-калий (22% Na) на коррозионную стойкость различных конструкционных материалов, применяемых в реакторостроении.

## ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные материалы в ЯЭУ с жидкометаллическими теплоносителями подвержены коррозионному воздействию в условиях радиации и значительных термомеханических нагрузок. Имеющийся экспериментальный материал по коррозионной стойкости конструкционных материалов в жидких щелочных металлах показывает значительный разброс данных [1-6]. Для систематизации и обобщения данных необходимо проанализировать физико-химическую природу элементарных коррозионных процессов, выявить и классифицировать основные факторы, влияющие на развитие коррозии, и установить их взаимосвязь.

## ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В НАТРИИ

Основными механизмами коррозии сталей в натрии являются физическое растворение компонентов сталей и их химическое взаимодействие с неметаллическими примесями в теплоносителе, например, кислородом [4-9].

Для предсказания направленности процессов коррозии и переноса массы в неизо-термической системе необходимо исследовать распределение неметаллических примесей и растворенных элементов вдоль по контуру, а также иметь данные по термодинамическим свойствам химических соединений и компонентов сталей в твердой фазе в зависимости от температуры и состава.

Результаты термодинамических расчетов и экспериментальные данные показывают, что в переносе хрома, железа, титана, циркония, алюминия, кремния, ниобия и др. в жидком натрии примесь кислорода может принимать непосредственное участие. Никель же в натрии реакторной чистоты переносится в атомарном состоянии независимо от концентрации кислорода [10-14].

Процесс растворения твердого тела в жидком металле состоит из двух стадий - кинетической и диффузионной. На первой стадии происходит разрыв связей атомов в кристаллической решетке твердого тела и образование новых связей с атомами раство-

рителя. На второй стадии - перенос растворенных атомов через диффузионный слой растворителя.

Наличие в натрии неметаллических примесей, например, кислорода, интенсифицирует процесс коррозии конструкционных материалов вследствие его химического взаимодействия с элементами, входящими в состав сталей. Поскольку образующиеся на поверхности конструкционных материалов двойные оксиды типа  $\text{Na}_3\text{FeO}_4$ ,  $\text{NaCrO}_2$  имеют плохое сцепление с подложкой и удаляются потоком натрия, можно допустить, что они не тормозят протекание прямой реакции. Поэтому суммарная скорость химического взаимодействия зависит от соотношения скоростей подвода кислорода к конструкционному материалу и химической реакции на его поверхности.

Таким образом, как скорость физического растворения компонентов сталей, так и скорость их химического взаимодействия с кислородом зависят от скорости потока теплоносителя. С увеличением скорости потока теплоносителя уменьшается толщина диффузионного слоя, и процесс коррозии переходит из диффузионной области в кинетическую [15-16].

Из экспериментальных данных, представленных на рис.1, видно, что в условиях конкретных экспериментов переход процесса коррозии сталей в кинетическую область завершается в диапазоне скоростей потока  $w_n = 3,5-6$  м/с.

Скорость коррозии сталей в диффузионной области пропорциональна  $w^{0,8}$ , в переходной - зависит от соотношения констант скорости реакции на поверхности стали и скорости диффузии, в кинетической области при  $w > w_n$  - не зависит от скорости потока (до 10–12 м/с). Поскольку в переходной области соотношение между константами при порядке скорости реакции на поверхности стали выше 1 получается очень сложным [16], влияние скорости потока на коррозию сталей с достаточной для практических целей точностью в диапазоне ее значений  $w < w_n$  аппроксимируют в виде соотношения

$J \sim \left(\frac{w}{w_n}\right)^n$ . Величины  $w_n$  и  $n$  определяют экспериментально.

Исследования показали, что натрий и сплав натрий-калий реакторной чистоты по

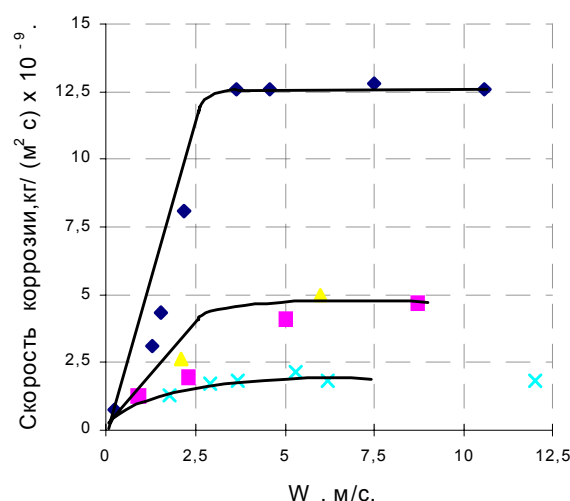


Рис.1. Зависимость коррозии нержавеющей сталей от скорости потока натрия: x - сталь X16H15M3B, 700°C,  $C_{[O]}=12$  мг/кг;  $\blacklozenge$  - сталь 316,650°C,  $C_{[O]}=25$  мг/кг [17,18];  $\circ$  - сталь 316,704°C,  $C_{[O]}=5$  мг/кг [19];  $\Delta$  - сталь 316,718°C,  $C_{[O]}=10$  мг/кг [19]

отношению к конструкционным материалам характеризуются весьма умеренной агрессивностью. С железом, хромом, никелем, молибденом, ниобием и другими элементами они не образуют интерметаллидных фаз и промежуточных соединений. Растворимость этих элементов в натрии и сплаве натрий-калий невелика [20-21]. Поэтому в изотермических ампулах, изготовленных из однородного материала, коррозионное воздействие натрия на конструкционные материалы незначительно. При достижении концентрации насыщения натрия компонентами сталей коррозия прекращается. Кинетика насыщения описывается уравнением [1]:

$$C = C_s [1 - \exp(-k \frac{F}{V} \tau)], \quad (1)$$

где  $C_s$  - концентрация насыщения;  $F$  - площадь поверхности конструкционного материала, контактирующая с теплоносителем;  $V$  - объем теплоносителя;  $\tau$  - время;  $k$  - константа скорости растворения материала.

В условиях непрерывного отвода продуктов коррозии из зоны взаимодействия при термическом или концентрационном переносе массы коррозионное воздействие жидких металлов на конструкционные материалы не прекращается. Стоками продуктов коррозии в неизотермических системах являются области с относительно низкой температурой, а также конструкционные материалы с более низким химическим потенциалом компонентов.

Перенос массы в многокомпонентных неизотермических системах включает в себя ряд последовательных стадий, скорость протекания которых зависит как от физических и химических свойств системы, так и гидродинамики потока. На горячей стороне установок происходит растворение компонентов сталей и образование сложных химических соединений, которые потоком натрия транспортируются в холодную зону, где происходит их кристаллизация и осаждение. Процессы коррозии конструкционных материалов и осаждения продуктов коррозии взаимосвязаны между собой. Выведение из потока натрия взвеси частиц железа, хрома, никеля, например, холодной ловушкой, увеличивает скорость коррозии сталей [22].

Таким образом, коррозия конструкционных материалов в жидких щелочных теплоносителях является сложным физико-химическим процессом, зависящим от многих факторов.

Экспериментально показано, что на скорость коррозии влияют: температура, перепад и градиент температуры в системе, содержание в теплоносителе кислорода и других неметаллических примесей, скорость потока, гетерогенность системы по материалам, контактирующим с теплоносителем, отношение площади конструкционного материала к объему теплоносителя в горячей и холодной частях системы, концентрация продуктов коррозии в теплоносителе и др. [1,13].

## **АУСТЕНИТНЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ**

Из аустенитных хромоникелевых сталей в атомном реакторостроении широкое применение получили стали 08X18H9, 12X18H12T, 08X16H15M3Б (ЭИ847), 08X16H11M3 и т.д., которые используются в натрии до температур 500-700°C.

Аустенитные хромоникелевые стали относятся к классу селективно растворяющихся материалов, т.к. в их состав входят никель, хром, марганец, кремний, которые имеют более высокую скорость растворения, чем основа сталей - железо. В результате избирательного (селективного) воздействия жидкометаллической среды содержание этих элементов в поверхностных слоях сталей уменьшается, а более труднорастворимых (железа, молибдена, вольфрама) повышается.

Если содержание никеля в поверхностных слоях сталей при температуре испытаний 500-700°C понизится ниже 3,1%, то в них происходит  $\gamma \rightarrow \alpha$  - фазовое превращение. В  $\alpha$ -фазе диффузионная подвижность компонентов сталей примерно на два порядка выше, чем в аустенитной матрице.

Скорость коррозии сталей складывается из скорости коррозии основы стали - железа, содержание которого на поверхности стали при испытаниях составляет 80-90%, и скорости селективного растворения компонентов сталей - никеля, хрома, марганца, кремния и др.

При содержании кислорода в натрии выше 1-2 мг/кг основной вклад в коррозию железа, по сравнению с физическим растворением, вносит скорость его химического взаимодействия с кислородом, растворенным в натрии [13].

Скорость селективного растворения компонентов сталей практически с самого начала испытаний контролируется скоростью их диффузии в стали. В начальный период испытаний скорость селективного растворения имеет максимальное значение, и

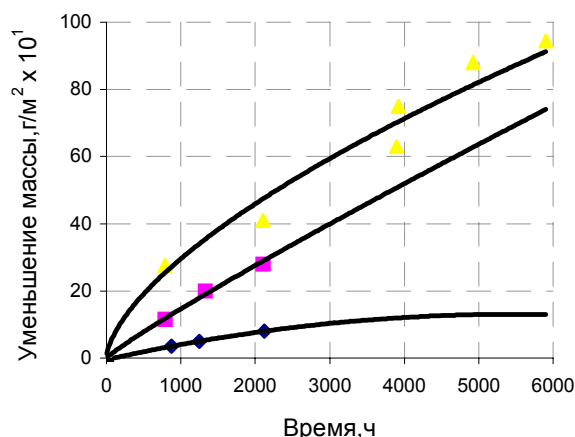


Рис.2. Кинетика коррозии сплава ХН35ВБ в потоке натрия ( $W=0,6$  м/с,  $C_{[O]}=5$  мг/кг):  $\Delta$  - 900°C;  $\square$  - 850°C;  $\diamond$  - 800°C

с течением времени она уменьшается до постоянного значения, пока не наступит стационарный режим коррозии сталей, который в зависимости от условий наступает через 500-2000 ч испытаний (рис.2). Поэтому при экстраполяции данных по коррозии на длительное время необходимо использовать значения скоростей коррозии, полученные в стационарных режимах. В стационарном режиме вклад различных элементов в общую скорость пропорционален их весовой доле в исходной стали [1].

Скорость коррозии аустенитных хромоникелевых сталей в потоке натрия и натрий-калия (22% мас. Na) в стационарном режиме в зависимости от температуры испытаний, скорости потока при турбулентном режиме течения и содержания кислорода в теплоносителе описывается уравнением (2), которое получено путем статистической обработки всех известных данных [23]:

$$J = J_0 C_{[O]}^m \exp\left(-\frac{B}{T}\right) \quad (2)$$

где  $J$  - скорость коррозии, кг/м<sup>2</sup>·с;  $J_0$  - предэкспоненциальный множитель, кг/м<sup>2</sup>·с;  $C_{[O]}$  - концентрация кислорода в теплоносителе, мг/кг;  $m$  - порядок химической реакции по кислороду;  $f = \left(\frac{W}{W_n}\right)^{0,33}$  при  $W < W_n$ ;  $f = 1$  при  $W > W_n$ ;  $W_n$  - предельная

скорость теплоносителя, м/с;  $B = \frac{Q}{R}$ , К;  $Q$  - энергия активации процесса коррозии, Дж/моль;  $R$  - универсальная газовая постоянная, Дж/град·моль;  $T$  - температура, К.

Значения параметров  $J_0$ ,  $m$ ,  $B$ ,  $W_n$  для различных марок сталей при испытаниях в натрии и сплаве натрий-калий приведены в табл.1, 2.

Аналогичное уравнение рассматривается в [24]:

$$J = 1,7 \cdot 10^{-6} C_{[O]}^{1,5} \cdot \exp\left(-\frac{9059}{T}\right). \quad (3)$$

Таблица 1

**Значения параметров уравнения (2) при коррозии сталей в потоке натрия**

Марка стали	$J_0$ , кг/(м <sup>2</sup> ·с) · 10 <sup>-4</sup>	$m$	$B$ , К	$W_n$ , м/с	$\alpha_0$ , м/с · 10 <sup>-5</sup>
08Х16Н15МЗБ (ЭИ847)	2,3	1,2	12900	4	2,2
08Х18Н9	1,4			4	2,2
12Х18Н10Т	1,6			4	2,2
08Х16Н11МЗ	1,5			4	2,2
00Х20Н32МЗБ	5,6			4	5,0
ХН35ВБ	7,5			6	6,4

Уравнения (2,3) позволяют производить оценку скорости коррозии различных аустенитных хромоникелевых сталей в неизотермическом потоке натрия в интервале температур 350-750°C при скорости потока до 10 м/с, содержании кислорода в натрии (2-100) мг/кг и минимальном содержании продуктов коррозии в потоке теплоносителя.

По мере насыщения потока теплоносителя продуктами коррозии скорость коррозии уменьшается, так называемый эффект "вниз по потоку". С учетом этого эффекта уравнение (2) для натриевого теплоносителя принимает вид:

$$J = J_0 \cdot f C_{[O]}^{1,2} \exp\left(-\frac{12900}{T} - \alpha \frac{F}{G}\right), \quad (4)$$

где  $\alpha = \alpha_0 f \cdot C_{[O]}^{1,2}$  - константа скорости коррозии сталей, м/с;  $\alpha_0$  - постоянная, м/с; F - площадь корродирующей стали, м<sup>2</sup>; G - расход теплоносителя, м<sup>3</sup>/с.

Значения постоянной  $\alpha_0$  для разных сталей приведены в табл.1.

В стационарном режиме коррозии равновесная толщина коррозионной зоны (слоя феррита) в аустенитных хромоникелевых сталях типа 316SS, ЭИ847 описывается уравнением [25]:

$$h_\alpha = (D/V) \cdot \ln \left[ \frac{(C_{Ni}^0 - C_{Ni}^*)}{(C_{Ni}^0 - C_{Ni}^{\alpha-\gamma})} \right] \quad (5)$$

где  $h_\alpha$  - толщина слоя феррита, м; D - коэффициент диффузии никеля в  $\alpha$  - фазе, м<sup>2</sup>/с;  $C_{Ni}^*$ ,  $C_{Ni}^{\alpha-\gamma}$ ,  $C_{Ni}^0$  - концентрация никеля на поверхности стали, на границе раздела  $\alpha - \gamma$

фаз (3,1%) и в исходной стали, соответственно, % мас.;  $v = \frac{J_{ст}}{\rho}$  - скорость движения поверхности стали вследствие ее коррозии в натрии, м/с;  $J_{ст}$  - скорость коррозии стали в стационарном режиме, кг/м<sup>2</sup>.с;  $\rho$  - плотность стали, кг/м<sup>3</sup>.

Зависимость (5) для стали ЭИ847 представлена на рис.3. При построении графиков рис.3 содержание никеля на поверхности стали, согласно экспериментальным данным, приняли равным 2% масс., а коэффициент диффузии никеля в слое феррита определяли по уравнению [25]:

$$D(\text{м}^2/\text{с}) = 1,3 \cdot 10^{-4} \exp\left(-\frac{28207}{T}\right). \quad (6)$$

### НИКЕЛЬ И ЕГО СПЛАВЫ

Сплавы на основе никеля имеют более высокие характеристики жаропрочности, чем хромоникелевые стали, технологичны, но обладают недостаточной коррозионной стойкостью в потоке натрия, что ограничивает их применение в реакторостроении. В ЯЭУ с натриевым теплоносителем никель как конструкционный материал исполь-

Таблица 2

**Значения параметров уравнения (2) при коррозии сталей в потоке натрий-калия**

Марка стали	$J_0, \text{кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с}) \cdot 10^{-4}$	m	B, K	$w_n, \text{м}/\text{с}$
08X16H15M3Б (ЭИ847)	1,2	0,8	12930	3
12X18H10T	0,8		10790	3
ХН35ВБ	52		14750	6
X20H15	0,010		6830	3
X20H20	0,16		9000	3
X20H30	0,23		8460	3

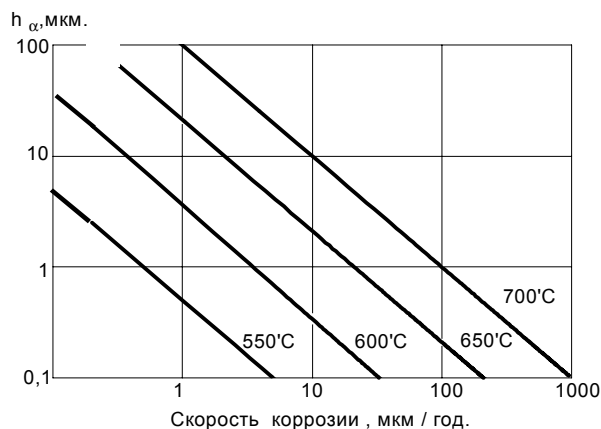


Рис.3. Равновесная толщина коррозионной зоны сталей типа ЭИ-847 в зависимости от скорости коррозии в натрии

зуется при невысоких температурах и ограниченном ресурсе работы, например, для изготовления диафрагм в приборах "Ива", предназначенных для определения содержания водорода в теплоносителе. Перспективно использование никеля в адсорбционных ловушках радиоактивных продуктов коррозии сталей, например, Mn-54, адсорбция которого на никеле значительно выше, чем на других конструкционных материалах, в том числе на нержавеющей хромоникелевых сталях.

Исследования показали, что основным механизмом коррозии никеля и его сплавов в натрии реакторной чистоты является процесс физического растворения, причем переходное значение скорости потока  $w_n$  находится в области 12 м/с [18].

Скорость коррозии чистого никеля с учетом эффекта вниз по потоку в зависимости от температуры испытаний и гидродинамики потока описывается уравнением [26-28]:

$$J(\text{кг/м}^2\text{с}) = 13,1 \cdot 10^{-7} \frac{\text{Re}^{0,8} \cdot \text{Sc}^{0,4}}{d_r} \exp\left(-\frac{17418}{T} - \beta \frac{F}{G}\right), \quad (7)$$

где  $\text{Re} = \frac{wd_r}{\nu}$  - число Рейнольдса;  $\text{Sc} = \frac{\nu}{D_{\text{Ni}}}$  - число Шмидта;  $\beta = 0,23 \text{Re}^{0,8} \text{Sc}^{0,4} D_{\text{Ni}}/d_r$  -

константа скорости растворения никеля, м/с;  $D_{\text{Ni}}$  - коэффициент диффузии никеля в натрии, м<sup>2</sup>/с;  $\nu$  - кинематическая вязкость натрия, м<sup>2</sup>/с;  $d_r$  - гидравлический диаметр, м.

Уравнение (7) справедливо в температурной области 400-750°C при турбулентном режиме течения натрия и скоростях потока до 12 м/с.

Величину коэффициента диффузии никеля в натрии оценивали по уравнению

$$D_{\text{Ni}}(\text{м}^2/\text{с}) = 4,2 \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{2144}{T}\right), \quad (8)$$

полученному на основе формулы Стокса-Эйнштейна.

Замена в сплавах на основе никеля части никеля на хром (10-12%), легирование хромоникелевой основы молибденом и вольфрамом (до 10-15%), титаном (до 2%) не оказывает существенного влияния на их коррозионную стойкость. Легирование сплавов на основе никеля алюминием (3%) вызывает некоторое уменьшение их скорости коррозии [28].

## СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Исследованиями установлено, что при повышении энергонапряженности и увеличении кампании оболочек твэл из стали ЭИ847 (ЭП172) возникают трудности, связанные с распуханием, охрупчиванием, низкой прочностью стали при температурах выше 700°C, взаимодействием внутренней поверхности оболочки с цезием и другими осколками деления.

В связи с этим проводились работы по созданию оболочек твэл из сплавов на основе тугоплавких металлов (Cr, Mo, Ta, V, Nb).

## СПЛАВЫ ХРОМА

К настоящему времени разработан ряд сплавов на основе хрома с достаточным запасом низкотемпературной пластичности. По комплексу механических свойств сплав ВХ-2К превосходит все известные сплавы хрома. Для ВХ-2К предел прочности и текучести при температуре 700°C примерно в 2 раза выше соответствующих значений для стали ЭИ847.

Исследования показали, что при испытаниях сплавов хрома в контурах, изготовленных из аустенитных нержавеющей сталей типа Х18Н10Т, имеет место концентрационный перенос железа на сплавы хрома. Переноса никеля не обнаружено. По мере насыщения поверхности сплавов хрома железом (до 50% мас.) их скорость коррозии уменьшается пропорционально  $\tau^{0.5}$ .

Скорость коррозии сплава ВХ-2К в потоке натрия в зависимости от температуры, скорости потока и времени описывается уравнением

$$J(\text{кг/м}^2\text{с}) = 2.7 \cdot 10^5 \cdot w^{0.8} \cdot \tau^{-0.5} \cdot \exp\left(-\frac{24235}{T}\right) \quad (9)$$

где  $\tau$  - время, с.

Уравнение (9) справедливо в температурной области 700-900°C, скорости натрия до 10 м/с, времени до 5000 ч и содержании кислорода в натрии 5-10 мг/кг.

Результаты испытаний показывают, что хром и его сплавы при температурах до 700°C обладают высокой коррозионной стойкостью,  $J=6,1 \cdot 10^{-9}$  кг/м<sup>2</sup>с (0,03 мм/год). При более высоких температурах сплавы хрома имеют низкую коррозионную стойкость. При 900°C коррозия достигает значений ~1 мм/год.

Сплавы хрома чувствительны к содержанию неметаллических примесей в теплоносителе. В процессе испытаний сплавы поглощают кислород и углерод, что вызывает их низкотемпературное охрупчивание.

## НИОБИЙ, ТАНТАЛ, ВАНАДИЙ И СПЛАВЫ НА ИХ ОСНОВЕ

Коррозионная стойкость ниобия, тантала и ванадия в теплоносителях определяется взаимодействием их с примесями (O, N, C и H). Кроме твердых растворов кислород в этих металлах образует тройные оксиды шпинельного типа. При температуре до 650°C ниобий и тантал образуют модификации типа  $\text{Na}_3\text{MeO}_4$ , а ванадий при  $C_{[O]} > 5$  мг/кг образует соединение  $\text{Na}_4\text{VO}_4$ , а соединение  $\text{NaVO}_2$  - при более низкой концентрации кислорода (0,6-5 мг/кг). Тройные соединения, имея плохое сцепление с основным металлом, отслаиваются в динамических условиях испытаний. По этой причине эти металлы имеют низкую коррозионную стойкость в потоке теплоносителя реакторной чистоты.

Ниобий и его сплавы коррозионно-стойки в статическом натрии до температуры 1250°C при длительности испытаний до 10000 ч и концентрации кислорода в натрии ~600мг/кг. В динамических же условиях ( $t=600^\circ\text{C}$ ,  $w=9$  м/с,  $C_{[O]}=30$  мг/кг) скорость коррозии ниобия чрезвычайно высока и достигает значений 10 мм/год [6].

Скорость коррозии ниобия и его сплавов в потоке натрия и сплава натрий-калий в зависимости от температуры, концентрации кислорода и скорости потока, соответственно, описываются уравнениями

$$J_{\text{Na}}(\text{кг/м}^2\text{с}) = 6,25 \cdot C_{[O]}^{1,65} \cdot f_{\text{Na}} \exp\left(-\frac{12520}{T}\right), \quad (10)$$

$$J_{\text{Na-K}}(\text{кг/м}^2\text{с}) = 3,21 \cdot 10^{-2} C_{[O]}^{2,8} \cdot f_{\text{Na-K}} \exp\left(-\frac{10420}{T}\right), \quad (11)$$

где  $f_{\text{Na}} = \left(\frac{w}{3,5}\right)^{0,5}$  - при  $w \leq 3,5$  м/с;  $f_{\text{Na}} = 1$  при  $w \geq 3,5$  м/с;  $f_{\text{Na-K}} = \left(\frac{w}{6}\right)^{0,62}$  при  $w \leq 6$  м/с;

$f_{\text{Na-K}} = 1$  при  $w > 6$  м/с.

Уравнение (10) справедливо в температурной области 350-650°C, а уравнение (11) - 350-750°C при скоростях потока теплоносителя не выше 10-12 м/с.

Аналогично ведут себя ванадий и тантал. Скорость коррозии ванадия в натрии в температурной области 350-400°C, скоростях потока 0,3-4,66 м/с и содержании кислорода в натрии 2,2 мг/кг описывается уравнением:

$$J(\text{кг/м}^2\text{с}) = 0,92 \cdot f \exp\left(-\frac{9640}{T}\right), \quad (12)$$

где  $f = \left(\frac{w}{3,5}\right)^{0,65}$  при  $w < 3,5$  м/с;  $f = 1$  при  $w > 3,5$  м/с.

Скорость коррозии тантала в потоке натрия при температуре 650°C и концентрации кислорода 40 мг/кг составляет 0,76 мм/год [6].

Аналогично поведение тугоплавких металлов этой группы в калии. Во время испытаний образцов из сплава Nb-1% Zr при температуре 900-200°C в течение 2000 ч обнаружена незначительная коррозия в результате взаимодействия с кислородом, растворенном в калии.

Приведенные результаты испытаний показывают, что использование ниобия, ванадия, тантала и их сплавов в качестве конструкционного материала возможно только при глубоком раскислении теплоносителя горячими ловушками из циркония или растворимыми геттерами (литий, магний, барий) до концентраций кислорода 0,1-0,5 мг/кг. Материалы этой группы активно поглощают неметаллические примеси из теплоносителя, что приводит к их охрупчиванию. Если же они в исходном состоянии содержат повышенное содержание кислорода, то становятся проницаемыми для натрия. Это наблюдалось при испытаниях ниобия, содержащем 950 мг/кг кислорода, в потоке натрия при 600°C, а также сплава Nb-1W ( $C_{[\text{O}]\text{Nb}} = 600$  мг/кг) в статических условиях при 1266°C [6]. Поэтому к этим металлам и сплавам предъявляются повышенные требования как по содержанию кислорода в исходном состоянии, так и чистоте атмосферы при сварке изделий из этих металлов.

## МОЛИБДЕН И ЕГО СПЛАВЫ

Молибден и его сплавы (ВМ-1, ЦМ-6, 4604 и др.) обладают высокой коррозионной стойкостью в натрии до температуры 1200°C в гомогенных по материалам условиях испытаний.

При испытаниях же молибдена и его сплавов в изготовленных из аустенитных хромоникелевых сталей контейнерах и стендах происходит незначительное увеличение массы молибдена за счет его взаимодействия с растворенными компонентами сталей в натрии (никелем, хромом, железом).

При испытаниях в потоке натрия при 900°C,  $\tau = 5000$  ч глубина зоны взаимодействия составляет 10-15 мкм, и происходит низкотемпературное охрупчивание молибдена и его сплавов.

При испытаниях молибдена в никелевой ампуле с натрием при 1000-1100°C на поверхности молибдена образуются интерметаллидные соединения в соответствии с диаграммой состояния Mo-Ni.

Автор выражает глубокую благодарность академику В.И.Субботину за постоянное внимание к комплексной проблеме "Технология, коррозия и массоперенос в жидкометаллических теплоносителях".

## Список литературы

1. Невзоров Б.А., Зотов В.В., Иванов В.А. и др. Коррозия конструкционных материалов в жидких щелочных металлах / Под ред. Б.А. Невзорова. - М.: Атомиздат, 1977.
2. Бескоровый Н.М., Беломытцев Ю.С., Абрамович М.Д. и др. Конструкционные материалы ядерных реакторов. - М.: Атомиздат, 1972.



3. Баландин Ю.Ф., Горынин И.В., Звездин Ю.И., Марков В.Г. Конструкционные материалы АЭС. - М.: Энергоатомиздат, 1984.
4. Невзоров Б.А. Коррозия конструкционных материалов в натрии. - М.: Атомиздат, 1968.
5. Никитин В.И. Физико-химические явления при взаимодействии жидких металлов на твердые. - М.: Атомиздат, 1967.
6. Бескоровайный Н.М., Иолтуховский А.Г. Конструкционные материалы и жидкометаллические теплоносители. - М.: Энергоатомиздат, 1983.
7. Manly W.D. Fundamentals of Liquid Metals Corrosion// Corrosion. - 1956. - V.12. - №7. - P.46.
8. Энштейн Л.Ф. Коррозия в жидких металлах/В кн: Некоторые вопросы коррозии и теплообмена в жидких металлах (пер. с англ.)/Под ред. Т.Х. Моргуловой. - М.: Госэнергоиздат, 1958. - С.5.
9. Weeks J.R., Klamut C.J. Liquid Metal Corrosion Mechanisms. Journ.: Corrosion of Reactor Materials. - Vienna: JAEA, 1962. - V.1. - P.105.
10. Уикс К.Е., Блок Ф.Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. - М.: Металлургия, 1965.
11. Shain B.J., Wu P. C.S., Shiotti P. Thermodynamic Properties of the Double Oxides of Na<sub>2</sub>O with the Oxides of Cr, Ni, Fe/Journ.: Nucl.Mater. - 1977. - №67. - P.12.
12. Осипов М.М., Старков О.В. Взаимодействие сталей с продуктами реакции натрия-вода. (Расчет термодинамических свойств): Препринт ФЭИ-902. - Обнинск, 1979.
13. Краев Н.Д., Умняшкин Е.В., Старков О.В. и др. Влияние физико-химических параметров на скорость массопереноса в жидких щелочных металлах: Обзорная информация, ФЭИ, ОБ-122. - Обнинск, 1981.
14. Белащенко Д.К. Явления переноса в жидких металлах и полупроводниках. - М.: Атомиздат, 1979.
15. Левич В.Г. Физико-химическая гидродинамика (изд. 2). - М.: Физматгиз, 1959.
16. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике (изд. 2). - М.: Наука, 1967.
17. Thorley A.W., Tyzack C.//Proceeding of the Symposium on Alkali Metal Coolants. - Vienna, 1967. - P.97.
18. Thorley A.W., Tyzack C.//Liquid Alkali Metals, BNEC, London. - 1973. - P.257.
19. Roy P., Licina G.J. Interdependence of Various Parameters on Corrosion of Stainless Steel Heat Exchanger Material in Flowing Sodium, ASME 74-PWR-19, 1974.
20. Козлов Ф.А., Загоруйко Ю.И., Богданович Н.Г. и др. Растворимость индивидуальных веществ в натрии: Препринт ФЭИ-510. - Обнинск, 1974.
21. Краев Н.Д., Самкотрясов А.Е., Старков О.В. и др. Растворимость металлов и газов в калии, сплавах натрия-калий: Препринт ФЭИ-1132. - Обнинск, 1980.
22. Fidler R.S., Collins M.J. A Review of Corrosion and Mass Transport in Liquid Sodium and the Effects on the Mechanical Properties, Atomic Energy Review. - Vienna: JAEA, 1975. - V.13. - P.3.
23. Краев Н.Д., Зотов В.В., Старков О.В. Влияние скорости потока и содержания кислорода в натрии на коррозию сталей// Kernenergie. - 1978. - H8. - №21. - С.244.
24. Thorley, Tyzack C., Longson B., Raine A.C. Some Aspects of the Mass Transport Behaviour in Sodium of Steels of Interest to the UK Fast Reactor Programme, -Jn.:Intern.Conf.Liquid Metal Technology in Energy Production, 1976, Pennsylvania, Champion.
25. Casadio S., Saltelli. Computer Simulation of Stainless Steel Corrosion in Liquid Sodium, CNEN-RT/CHY (78) 6.
26. Cheng C.F., Ruther W.E. "Corrosion of Nickel in Liquid Sodium". Corrosion-NACE. - 1972. - Vol.28. - №1. - P.24.
27. Keeton A.R., Bagnall C. "Factors that Affect Corrosion in Sodium, -Jn.:Intern Conf. on Liquid Metal Technology in Energy Production, Richland WA, April 1980.
28. Зотов В.В., Невзоров Б.А., Умняшкин Е.В. Коррозионная стойкость конструкционных материалов./В кн.: Жидкие металлы. - М.: Атомиздат, 1967.

Поступила в редакцию 25.05.99.

## ABSTRACTS OF THE PAPERS

### УДК 530.1: 536.4

*Fluctuation Theory of Microheterogeneity of Liquid Metal Coolants* \A.L. Shimkevich; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 11 pages, 4 illustrations. - References, 32 titles.

A theory of the nonheterogeneous melts based on the calculus of variations of the Landau two parameters potential as a functional for density and composition fluctuations of a binary system is presented in this paper. Using diagram technique and "bootstrap" method, the Green functions for these fluctuations are obtained and their correlation radii are analyzed as a function of impurity concentration and model parameters.

It is shown that such the system in some conditions is characterized by impurity microheterogeneity.

### УДК 621.039.534

*Sodium Coolant in the Fast Reactor Technology* \V.M. Poplavsky, R.P. Baklushin, V.N. Ivanenko; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 7 pages, 2 tables. - References, 5 titles.

The modern state of usage of sodium as coolant for NPP is considered. It is shown that the problems of technology of the sodium coolant, fire safety and quenching of sodium fires, interaction of sodium with water in steam generators, ecological and radiation safety are successfully solved. Methods of solution problems are briefly discussed.

### УДК 621.039.534.6

*Hydrogen and Sodium-Potassium Alloys* \M.N. Arnoldov, M.N. Ivanovski, V.A. Morozov, S.S. Pletenets; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 9 pages, 1 table, 4 illustrations. - References, 8 titles.

Autors data on solubility of hydrogen in the sodium-potassium eutectic alloy and an analysis of oxygen influence on hydrogen solubility parameters in the sodium-potassium system is presented in this paper. The standard data is determined.

### УДК 621.039.534.63

*Chromium and Nickel Mass Transfer in a Circulating Sodium Loop* \V.V. Alekseev, F.A. Kozlov, Yu.I. Zagorulko, N.D. Kraev; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 7 pages, 3 tables, 5 illustrations. - References, 5 titles.

Description of the model of impurities massexchange in cooled channels of the circulating sodium loop is given. On the hightemperature section of experimental sodium loop the examinations of transfer of nickel and chromium formed by dissolution of nickel, chromium and stainless steel in sodium are made. On the basis of these experiments physical constants describing the mass transfer of the impurities depending on dissolving materials are obtained. Mutual influence of the impurities on their mass transfer in sodiums is shown.

### УДК 541.15

*Corrosion and Mass Transfer of Structural Materials in Sodium and Sodium-Potassium Coolants* \N.D. Kraev; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 9 pages, 2 tables, 3 illustrations. - References, 28 titles.

Experimental results on the influence of temperature, flow velocity, oxygen and corrosion product concentration in sodium and sodium-potassium (22% sodium) coolants on corrosion resistance of various reactor materials is generalized in this paper.

### УДК 621.039.533 : 519.55

*The Diffusion Model of Intergranular Corrosion of Steels in Alkali Metals* \I.V. Pyshin; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika" (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) - Obninsk, 1999. - 7 pages, 3 illustrations. - References, 8 titles.

The process of intergranular corrosion in loops with liquid metal coolant has been simulated. The coolant penetration to a structural material is considered at edge graph of the polycrystalline structure of a loop material.

### УДК 621.039.7 (088.8)

*Neutralization of a Radioactive Wastes of Alkali Metals by Processing in Alkaline Solution and Solidification in Geocement* \S.N.Skomorokhova, E.Ey.Kononov, O.V.Starkov, E.A.Kochetkova, V.S.Kopylov, T.V.Poletakhina, E.M.Triphanova; Editorial board of journal "Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika"