

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

А.М.Паршин, Р.Н.Кикичев

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

К.А. Никишина

С.-Петербург, ЦНИИ КМ «Прометей»

Склонность аустенитных хромоникелевых сплавов к коррозионному растрескиванию в различных агрессивных средах существенно зависит от их химического состава. Так, на склонность к хлоридному растрескиванию значительное влияние оказывают хром, молибден, вольфрам, титан, ниобий, углерод и азот. Однако определяющее влияние оказывает содержание в них никеля. Это доказано результатами многочисленных исследований аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов в концентрированных растворах $MgCl_2$.

Наиболее детальное исследование влияния никеля на склонность к коррозионному растрескиванию аустенитных сталей и сплавов впервые было выполнено Копсоном на специально подобранных промышленных и лабораторных материалах с содержанием никеля от 8 до 77% ($Cr = 15-26\%$) [1]. Опыты проводились на проволочных отожженных и нагартованных образцах в кипящем 42%-ном водном растворе $MgCl_2$ при температуре 154 °С.

Максимальные напряжения составляли 320 МПа, длительность испытаний – до 30 сут. Результаты испытаний приведены на рис. 1, из которого следует, что с повышением содержания никеля от 8 до 77% устойчивость аустенитных хромоникелевых сталей к коррозионному растрескиванию резко возрастает, а при содержании никеля 45-50% и более материалы с 18-25% хрома обеспечивают устойчивость против растрескивания в весьма жестких условиях испытания [2].

Повышение стойкости против хлоридного коррозионного растрескивания имеет место и при содержании никеля менее 7-8%, но это уже обеспечивается изменением фазового состава стали, т.е. такие стали уже не являются чисто аустенитными. В зависимо-

сти от колебаний химического состава они могут быть аустенитно-ферритными или аустенитно-мартенситными. При испытании аустенитных хромоникелевых материалов в горячих концентрированных растворах хлоридов, содержащих сильный окислитель, сопротивляемость коррозионному растрескиванию с увеличением содержания никеля отличается от рассмотренной выше. Однако такие жесткие испытания не коррелируют с условиями эксплуатации материалов в вододводящих реакторах [2]. На рис. 1 представлены данные авторов, отмеченные зачерненными кружками со стрелками. Образцы из сплавов 03X20H45M4БЧ и 03X20H45M4БРЦ (кольцевые образцы, кольца Одингга, петлевые образцы со сваркой) не получили коррозионных трещин при длительности эксперимента до 5000 ч. Высокая сопротивляемость коррозионному растрескиванию промышленных аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов с различным содержанием никеля иллюстрируется и данными, представленными на рис. 2. Если в кольцевых нагруженных образцах с толщиной стенки 1,5 мм сквозные трещины в 42%-ном кипящем растворе $MgCl_2$ в стали марки X16H15M3Б образовывались через 80-100 ч, а в стали марки 03X21H19M4Б – через 180-220 ч, то в сплаве с 32% никеля они не были обнаружены после испытания длительностью 1200 ч, а в сплавах марок 03X20H45M4БЧ и 03X20H45M4БРЦ – и после испытания длительностью 3400 ч.

Подобная закономерность была обнаружена и при испытании специально выплавленного ряда аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов и слабо концентрированной по хлор-иону водно-химической среде (1,8 г/кг Cl^-) с добавкой $FeCl_3$. Испытания проводились в специальных автоклавах при

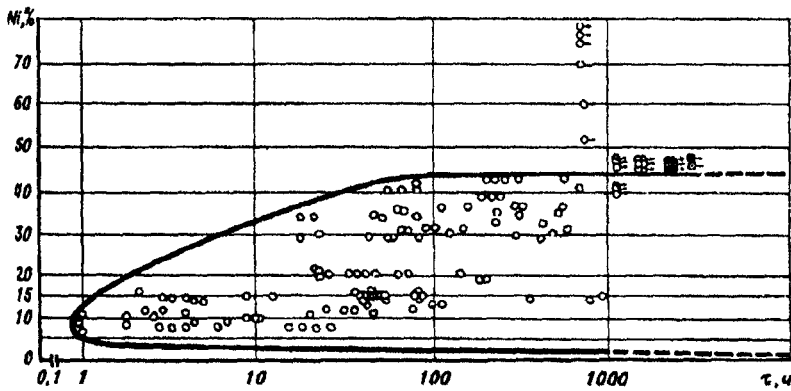


Рис. 1. Влияние содержания никеля на склонность к коррозионному растрескиванию в кипящем растворе $MgCl_2$ различных аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов: $\bullet \rightarrow \circ$ эксперимент продолжается

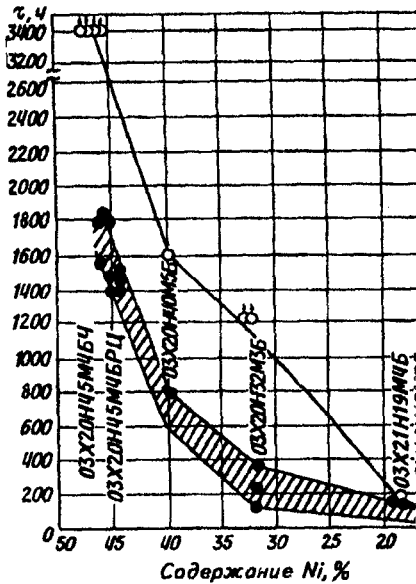


Рис. 2. Влияние предварительного реакторного облучения на склонность к коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов различных композиций в кипящем 42%-ном растворе $MgCl_2$: \circ, \bullet – сквозные трещины в исходном и облученном нейтронами состоянии соответственно; \triangle – эксперимент продолжается ($t_{обл} \sim 300^\circ C$, $E \geq 1 \text{ МэВ}$, $nvt = 8,1 \cdot 10^{19} \text{ нейтр/см}^2$)

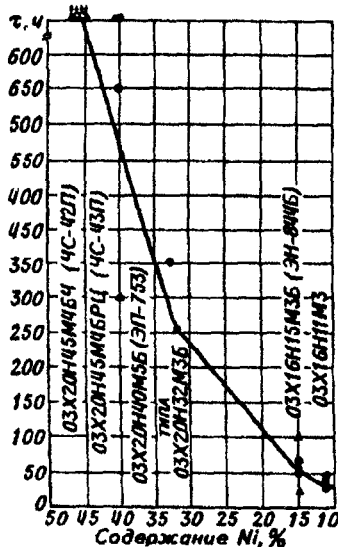


Рис. 3. Влияние содержания никеля на сопротивляемость коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов в водяном паре ($350^\circ C$, 1700 МПа) над водным раствором, содержащим $1 \text{ г/л } Cl^-$ (добавка $FeCl_3$)

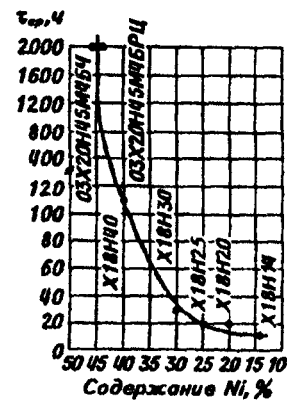


Рис. 4. Влияние содержания никеля на коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов в 50%-ном водном растворе $NaOH$.

температуре $300-350^\circ C$ (рис. 3). Различие в сопротивляемости коррозионному растрескиванию при рассмотренных автоклавных высокотемпературных испытаниях между аустенитными сталями типа 18-8 и 18-20 по сравнению с высоконикелевыми сплавами типа 20-45 может составлять до двух порядков.

Высоконикелевые аустенитные сплавы обнаружили более высокое сопротивление коррозионному растрескиванию в 50%-ном водном растворе $NaOH$ (температура испытания $300^\circ C$, давление $8,5 \text{ МПа}$). Это подтверждается данными авторов, представленными на рис. 4.

В условиях проведенных нами экспериментов как в хлорсодержащих средах, так и в растворе щелочи все аустенитные хромоникелевые стали и сплавы имели только транскристаллитное коррозионное растрескивание.

Теперь рассмотрим влияние нейтронного облучения и гамма-излучения на коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сплавов.

Как было показано, аустенитные хромоникелевые сплавы с 40-45% и более никеля обладают повышенной сопротивляемостью коррозионному растрескиванию водо-химических средах [2]. Однако в ли

температуре имеется ограниченное число работ [4-6], в которых исследовано влияние радиационно-химических воздействий на коррозионное растрескивание материалов или воздействий различного вида ионизирующих излучений как на исследуемый материал, так и одновременно на водохимическую среду. Так, в работе [7] наиболее полно А.В. Бялобжевским отмечено, что радиационно-химическое воздействие на коррозионные процессы является функцией трех основных эффектов:

$$Э_{\text{общ}} = f(Э_p, Э_d, Э_f),$$

где $Э_p$ – радиационный эффект, обуславливающий изменение химического потенциала коррозионной среды в результате ее радиолитического и взаимодействия продуктов радиолитического с конструкционным материалом под влиянием ионизирующего излучения; $Э_d$ – деструктурирующий эффект воздействия излучения, обуславливающий изменение в структуре и механических свойствах материала и его оксидной поверхностной пленки вследствие облучения нейтронами или другими энергетическими частицами; это приводит к тому, что в металле возникают вакансии, межузельные атомы, дислокации и другие радиационные дефекты, вызывающие увеличение скорости диффузии примесных и легирующих элементов, которые в определенных условиях способны изменить напряженное и структурное состояние материала [8, 9]; $Э_f$ – фоторадиационный эффект, вызывающий изменение в полупроводниковых свойствах оксидной пленки при поглощении энергии излучения.

Что касается коррозионной стойкости материалов в результате изменяющихся физико-механических свойств и структурного состояния, обусловленных нейтронным облучением, то она в максимальной степени будет проявляться по мере увеличения повреждающей зоны и химической активности коррозионной среды [10, 11].

После нейтронного облучения образцов в воздушной среде ($t_{\text{обл}} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$) оксидные пленки имели толщину около 10 мкм и плотное сцепление с металлом. Исследование [11] показало, что в облученном металле в отличие от исходного имеет место не-

которое уменьшение содержания легирующих элементов вблизи границы «металл – оксидная пленка». Обеднение границы «металл – оксидная пленка» легирующими элементами обусловлено, по-видимому, следующими явлениями:

- интенсификацией процессов переноса ионов металла через оксидную пленку в результате нейтронного облучения, вызвавшего образование радиационных дефектов;

- изменением состояния границы раздела «металл – оксидная пленка» и «оксидная пленка – химическая среда»;

- заряджением поверхности оксидной пленки под влиянием облучения, а также увеличением ее проводимости при поглощении энергии излучения.

Для подтверждения этих положений были исследованы электрофизические параметры оксидных пленок после нейтронного облучения в воздушной среде. Сравнение производилось с пленками, наведенными на воздухе при температуре $330\text{ }^{\circ}\text{C}$, но без облучения (табл.). Из табличных данных следует, что электронная проводимость оксидных пленок облученных материалов выше электронной проводимости пленок исходных материалов. На это указывает величина измеряемой ЭДС оксидной пленки ($E_{\text{нзм}}$) и сила тока переноса электронов – ток короткого замыкания ($I_{\text{к.з.}}$). Данный эффект свидетельствует о том, что стадией, лимитирующей образование оксидной пленки, является как перенос ионов металла через образующиеся оксиды, так и действие деструктурирующего и фоторадиационного эффектов излучения, которые привели к существенному изменению значения электронной проводимости.

Теперь рассмотрим экспериментальные данные по влиянию нейтронного облучения и γ -излучения на сопротивляемость коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов в различных растворах. Из рис. 2 следует, что предварительное нейтронное облучение заметно снижает стойкость к коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых материалов в кипящем 42%-ном водном растворе MgCl_2 . Так, сквозное разрушение (образцы толщиной 1,5 мм) на облученных образцах из стали X16H15M3B отмечено

через 10-20 ч, из стали X20H19M4B – через 100-125 ч, из сплава X20H32M3B – через 300-400 ч, сплава X20H40M5B – через 700-800 ч, из сплавов типа X20H45M4B – через 1400-1800 ч испытания.

Металлографическое исследование микроструктуры показало, что разрушение как исходных, так и облученных нейтронами образцов имеет транскристаллитный характер.

Снижение стойкости к коррозионному растрескиванию после нейтронного облучения для рассматриваемых сталей и сплавов отмечается и в менее концентрированных по содержанию хлор-иона коррозионных средах [10]. Так, в среде из 25% NaCl + 0,5% K₂Cr₂O₇ ($t_{исп} = 107^\circ\text{C}$) отмечено аналогичное снижение стойкости против коррозионного растрескивания всех исследованных сталей и сплавов ($nvt \approx 1 \cdot 10^{20}$ нейтр/см², $t_{обл} = 300^\circ\text{C}$, $E \geq 1\text{МэВ}$), кроме сплавов типа X20H45M4B (рис. 5). Однако время до разрушения при этом значительно больше, чем в 42%-ном растворе MgCl₂. Разрушение образцов в этой среде также имело транскристаллитный характер.

Автоклавные испытания аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов ($t_{исп} = 300\text{--}350^\circ\text{C}$), проведенные в более слабоконцентрированной по хлор-иону водной среде ($\sim 1,8$ г/кг Cl⁻), также выявили снижение стойкости против коррозионного растрескивания всех материалов. Следует указать еще и то, что стойкость к коррозионному растрескиванию исследуемых материалов в указанной среде существенно снижается с увеличением повреждающей дозы нейтронов. Так, транскристаллитное разрушение стали марки X16H15M3B, облученной общим флюэнсом около $3 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² ($t_{обл} = 300^\circ\text{C}$), отмечено через 1100 ч испытания. Для высоконикелевых сплавов в близких условиях эксперимента коррозионного растрескивания обнаружено не было. Облучение флюэнсом $1 \cdot 10^{21}$ нейтр/см² ($t_{обл} = 300^\circ\text{C}$) привело к коррозионному транскристаллитному разрушению стали X16H15M3B уже через 380-530 ч, транскристаллитное разрушение сплава X20H45M4B выявилось через 1520 ч испытания. В этих же условиях образцы, нагруженные в области малых пластических деформаций

($\sigma \gg \sigma_{0,2}^{obl} = 1,5 \div 2\%$), разрушались за более короткое время. Одновременно с этим был выявлен переход от транскристаллитного разрушения к интеркристаллитному. Этот переход (температура испытания 300-350°C) при наличии пластической деформации связан, по-видимому, с тем, что в условиях эксперимента уже ощутимо будут протекать процессы релаксации заданных высоких напряжений и преимущественное развитие этих процессов будет происходить по границам зерен. Приграничные объемы металла при этом становятся анодными по отношению к телу зерен и являются очагами ускоренного разрушения при контакте с агрессивной средой.

Действительно, в работе [12] было установлено, что процессы релаксации напряжений в стали марки 08X18H0T имеют место даже при температуре кипения 42%-ного водного раствора MgCl₂, т.е. при температуре 144 °C. В условиях нейтронного облучения процессы релаксации (и ползучести), как известно, значительно интенсифицируются [13]. И.А. Одинг [14] показал, что процессы релаксации в начальный период (1-я стадия кривой релаксации) протекают по границам зерен, т. е. предопределяются межзеренной пластичностью.

Таким образом, наше предположение о природе перехода при определенных условиях от транскристаллитного коррозионного разрушения к интеркристаллитному в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах типа X20H45M4B как более жаропрочных по сравнению со сталями типа 18-8 и других подобных композиций процессы релаксации будут идти при более высоких температурах, либо при большем времени выдержки [14, 15]. Это значит, что высоконикелевые коррозионно-стойкие аустенитные сплавы должны обладать большей сопротивляемостью интеркристаллитному растрескиванию. Этот вывод должен распространяться на материалы, как предварительно подвергнутые нейтронному облучению, так и без облучения.

Повышение температуры испытания должно интенсифицировать процессы релаксации (испытание на сопротивляемость коррозионному растрескиванию на кольцах Одингса, U-образных заневоленных образ-

цах, образцах «вал – втулка» и др.) и ползучести (испытание трубчатых нагруженных нагретых образцов, орошаемых морской водой [16]. Такая избирательность процесса деформации должна, в свою очередь, интенсифицировать межзеренное коррозионное растрескивание. В противоположность нашим выводам в литературе отмечается, что развитие интеркристаллитного растрескивания в большей мере свойственно высоконикелевым сплавам [17, 18]. В действительности эти выводы не противоречивы. Ранее было показано, что высоконикелевые аустенитные сплавы имеют большую склонность к межкристаллитной коррозии. Испытание их на склонность к коррозионному растрескиванию в состоянии склонности к межкристаллитной коррозии безусловно вызовет интеркристаллитное разрушение в коррозионных средах при высоких температурах. Если же высоконикелевый аустенитный сплав имеет достаточное число элементов-стабилизаторов (ниобия или титана), обеспечивающих подавление склонности его к межкристаллитной коррозии, то он проявит более высокое сопротивление интеркристаллитному разрушению в напряженном состоянии в агрессивных средах по сравнению со сталями типа 18–8, 15–15, 15–20 и других композиций с пониженным содержанием никеля.

Кроме рассмотренного реструктурирующего и фоторадиационного эффектов действия ионизирующего излучения на коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов необходимо проанализировать и радиационно-химическое действие излучения, обусловленное радиолизным эффектом. Из рис. 2 и 6 следует, что облучение гамма-квантами аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов вместе с 42%-ным раствором $MgCl_2$ в процессе испытаний так же, как и нейтронное облучение, приводит к снижению сопротивляемости конструкционных материалов коррозионному растрескиванию.

Для объяснения природы этого явления изучалась возможность взаимодействия продуктов радиолиза с поверхностью исследованных аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов [10]. При импульсном облучении среды с целью определения про-

дуктов радиолиза по спектрам оптического поглощения в момент окончания импульса были обнаружены две характерные полосы поглощения, одна из которых принадлежала гидратированному электрону, а вторая – ион-радикалу $Cl\cdot$. В облученной системе наблюдалось также образование хлора, о наличии которого судили по спектру оптического поглощения в виде ион-радикала $Cl\cdot$. Эти продукты радиолиза вследствие своих мощных восстановительных и окислительных способностей могут изменять химическую активность коррозионной среды, а также скорость ее взаимодействия с поверхностью контактирующих материалов.

Кроме того, в результате появления различных радикалов, обладающих сильными окислительно-восстановительными свойствами, существенно увеличивается скорость общей и локальной коррозии металлов (рис. 7). Об этом свидетельствует появление в растворе $FeCl_3$, спектр оптического поглощения которого соответствует спектру поглощения насыщенного раствора $MgCl_2$ с добавками $FeCl_3$.

Результаты эксперимента позволяют отметить, что вследствие радиационно-химического взаимодействия процесс коррозионного растрескивания аустенитных материалов характеризуется на первом этапе переходом ионов трехвалентного железа в раствор. При этом скорость взаимодействия увеличивается при уменьшении содержания никеля в сплаве (см. рис. 7).

Таким образом, действие ионизирующего излучения (нейтронного, гамма-квантов) приводит к снижению стойкости, к коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов в хлорсодержащих водохимических коррозионных средах. Это обусловлено в основном радиационно-химическим воздействием деструктурирующего, фото-радиационного и радиолизного эффектов излучения. Присутствие в растворах, за счет их радиолиза, активных радикалов и хлора стимулирует весьма «локальное» взаимодействие их с напряженной поверхностью аустенитных материалов прежде всего с таким элементом, как железо. Кроме того в результате взаимодействия изменяется химическая активность коррозионной среды, и процесс

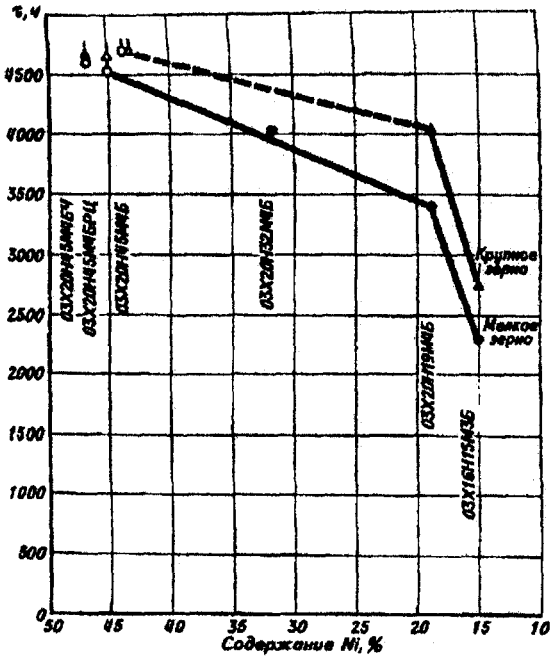


Рис. 5. Влияние нейтронного облучения на склонность к коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов: ▲, ● – сквозное разрушение; △, ○ – без разрушения

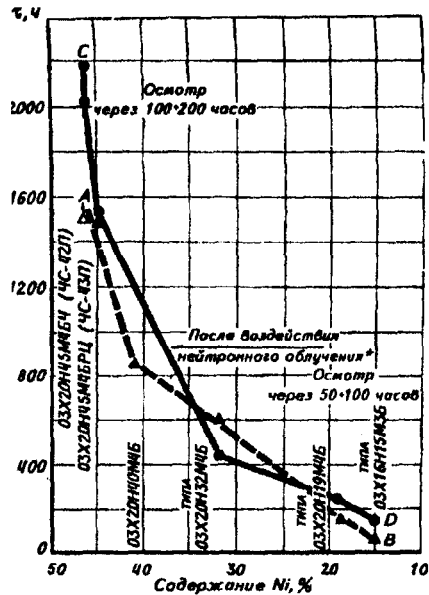


Рис. 6. Влияние реакторного облучения и γ -излучения на склонность к коррозионному растрескиванию аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов различных композиций в кипящем 42%-ном растворе $MgCl_2$: AB – γ -облучение ($E = 860 + 1600$ кэВ); CD – реакторное облучение ($t_{обл} = 200 + 270^\circ C$, $nvt = 1 \cdot 10^{20}$ нейтр./см², $E \geq 1$ Мэв)

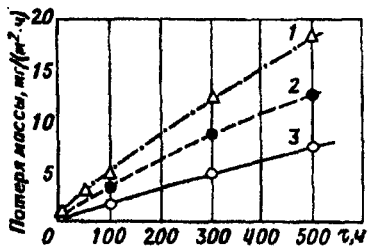


Рис. 7. Скорость общей коррозии аустенитных хромоникелевых сталей марок X16H15M3B (1), X20H19M4B (2) и сплава типа X20H45M4B (3) в процессе γ -облучения кипящего 42 %-ного раствора $MgCl_2$

Значение $E_{изм}$ и $I_{к.з.}$ на облученных и исходных образцах с оксидными пленками, полученными в воздушной среде при температуре $330^\circ C$

Марка материала	Условия измерения	$E_{изм.}$	Сила тока короткого замыкания $I_{к.з.}$, мА
X20H45M4B (плавка 1)	Без облучения*	$0,2 \pm 0,1$	$1,0 \pm 0,2$
	Под облучением**	17 ± 2	110 ± 10
X20H45M4B (плавка 2)	Без облучения	$0,1 \pm 0,05$	$1,0 \pm 0,2$
	Под облучением	8 ± 1	60 ± 5
X16H14M3B	Без облучения	$0,1 \pm 0,05$	$2,5 \pm 0,5$
	Под облучением	19 ± 2	135 ± 20

* Измерения проводились при температуре $330^\circ C$ на воздухе.

** Измерения проводились при температуре $330^\circ C$ в потоке нейтронов около $5,8 \cdot 10^{13}$ нейтр./см²·с, $E \geq 1,1$ МэВ.

коррозии развивается с участием каталитического механизма [10].

В условиях радиационно-химического воздействия у всех исследованных аусте-

нитных хромоникелевых сталей и сплавов снижается сопротивляемость к коррозионному растрескиванию, которая существенно зависит от содержания в них никеля. Наи-

большей стойкостью к коррозии под напряжением обладают сплавы типа X20H45M4Б.

Введение в высоконикелевые сплавы данной композиции микродобавок иттрия (сплав марки 03X20H45M4БЧ) способствует дальнейшему повышению сопротивляемости их коррозионному растрескиванию. Это следует связывать с благотворным влиянием иттрия на свойства оксидной пленки.

В заключение отметим следующее. Концепция локализованного анодного процесса, идущего с большой скоростью в напряженной аустенитной матрице [3, 10, 18-20], не только характеризует суть коррозионного растрескивания аустенитных сталей и сплавов, но и указывает пути их сопротивляемости агрессивной среде. Особенно наглядно это проявляется на примере высоконикелевых аустенитных сплавов. Недооценка их повышенной склонности к межкристаллитной коррозии приводит не только к переходу от транскристаллитного коррозионного растрескивания к интеркристаллитному, но и к заметному ускорению течения этого процесса.

Ослабление условий локализации коррозионного процесса – подавление склонности к межкристаллитной коррозии высоконикелевых аустенитных сплавов путем оптимального их легирования титаном или ниобием – предотвращает развитие интеркристаллитного растрескивания при относительно низких температурах (ниже 200-250 °С); одновременно с этим увеличивается время до разрушения образца (детали).

Поскольку высоконикелевые коррозионно-стойкие сплавы как радиационно-стойкие материалы являются весьма перспективными для изготовления наиболее ответственных узлов высокотемпературных реакторов деления и термоядерных энергетических установок, их коррозионной стойкости уделяется особое внимание. Достоинство высоконикелевых аустенитных сплавов состоит в их высоком сопротивлении именно коррозионному растрескиванию. При использовании высоконикелевых аустенитных сплавов как материалов с высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию и высокотемпературной ядерной энергетике необходимо строго выполнять технологические процессы получения полуфабрикатов и готовых изделий, соблюдать нормы радио-

нального конструирования и требуемые условия эксплуатации [22].

Библиографический список

1. Copson H.R. Effects of Composition on Stress Corrosion Cracking of Some Alloys, Containing Nickel // Phys. Metallurgy of Stress Corrosion Fracture. – N.Y., 1959. – P. 247.
2. Конструкционные материалы АЭС / Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин, В.Г. Марков. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 280 с.
3. Погодин В.П., Богоявленский В.Л., Сентюров В.П. Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющей сталей в водных средах. – М.: Атомиздат, 1970. – 422 с.
4. Эдстрем И.О., Форсман Л.А. Исследования по коррозионному растрескиванию нержавеющей сталей и никелевых сплавов // Тр. III Международного конгресса по коррозии металлов. – М.: Мир, 1968. – Т. 2. – С. 284–285.
5. Cypn C.P. Effects of Neutron Irradiation of post Irradiation Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel // Phys. Met. of Stress Corrosion Fracture. – N.Y., London, 1959. – P. 270.
6. Davies M.Y. Corrosion in the Nuclear System // AERE, 1985. – P. 11.
7. Бялобжецкий А.В. Общие закономерности коррозии металлов под действием радиоактивного излучения // Тр. III Международного конгресса по коррозии металлов. – М.: Мир, 1968. – Т. 4. – С. 294–300.
8. Конобеевский С.Г. Действие облучения на материалы. Введение в радиационное материаловедение. – М.: Атомиздат, 1967. – 402 с.
9. Паршин А.М. Структура и радиационное расширение сталей и сплавов. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 56 с.
10. Влияние радиационно-химических воздействий на коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сплавов // И.В. Горынин, О.А. Кожевников, К.А. Никишина и др. // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – Харьков: ХФТИ, 1983. – Вып. 3(26). – С. 45–53.
11. Цыканов В.А., Давыдов Е.Ф. Радиационная стойкость тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. – М. Атомиздат, 1977. – 136 с.
12. Влияние наклепа на склонность стали марки 1X18H9T к коррозионному растрескиванию в кипящем растворе хлористого магния / Р.С. Левицкая, А.А. Крошкин, И.Л. Шимелевич, В.С. Шестакова // Металловедение. № 5. – Л.: Судпромгиз. – 1961. – С. 29–34.
13. Воейков В.П., Шамардин В.К., Красноселов В.А. О радиационной релаксации напряжений в стали 0X16H15M3Б // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Радиационное материаловедение, методика и

техника облучения / НИИАР. Димитровград, 1977. – Вып. 1(8). – С. 26–33.

14. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.

15. Parshin A.M. Structure, Strength and Radiation Damage of Corrosion Resistant Steels and Alloys // American Nuclear Society. La Grange Park, Illinois USA, 1996. – P. 361.

16. Температурно-временная зависимость сопротивляемости коррозионному растрескиванию стали марки 0X18H10T при периодическом контакте с морской водой / К.М. Иванов, М.И. Мельников, А.А. Назаров и др. // Металловедение. № 10. – Л.: Судостроение, 1956. – С. 9–18.

17. Герасимов В.В., Монахов А.С. Материалы ядерной техники. – М.: Атомиздат, 1973. – 336 с.

18. Особенности возникновения и развития трещин при коррозионно-усталостных высокотем-

пературных испытаниях стали марки 0X18H10T / В.А. Жуков, И.Е. Колосов, Т.К. Маринец и др. // Металловедение. № 12. – Л.: Судостроение, 1968. – С. 98–103.

19. Назаров А.А. Механизм коррозионного растрескивания хромоникелевой аустенитной стали в растворах хлоридов // Вопр. судостроения. Сер. Металловедение. Вып. 30. / ЦНИИ «Румб». – Л., 1980. – С. 80–88.

20. Рябченков А.В., Герасимов В.И., Сидоров В.П. Коррозия аустенитных сталей под напряжением // Итоги науки и техники. Сер. Коррозия и защита от коррозии / ВИНТИ. – М., 1976. – Т. 5. – С. 48–106.

21. Latanson R.M., Struchle R.W. Stress Corrosion Cracking of Iron–Chromium Alloys // Posseding of conference “Fundamental aspects of Stress Corrosion cracking”, The Ohio State Univ., 1967. – P. 67–76.

22. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 656 с.

УДК 532.77

ОСОБЕННОСТИ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕДЛЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

А.М. Паршин, И.В. Теплухина

С.-Петербург, С.-Петербургский государственный технический университет

В настоящее время стали являются основными конструкционными материалами в машиностроении. Разработка конструкционных сталей с высокими прочностными и вязко-пластическими характеристиками, способных работать в сложных условиях эксплуатации и обладающих стабильностью свойств в течение длительного времени, представляет собой важнейшую задачу современного металловедения. Для успешного решения этой задачи необходимо полное понимание процессов, происходящих в сталях как при их термической обработке, так и в процессе эксплуатации под воздействием различных факторов и времени.

Трудно переоценить значение термической обработки в современной технике, основанной на использовании металлов. В свою очередь, важнейшую роль в термической обработке металлов играет явление полиморфизма. Так, вся термическая обработка сплавов железа базируется на использовании этого явления.

Явление полиморфизма было открыто в 1798 году, когда Клапрот обнаружил, что минералы кальцит и арагонит имеют один и тот же химический состав – CaCO_3 [1]. Это шло вразрез с существовавшими тогда представлениями, и хотя в 1809 году было установлено, что одни и те же химические элементы, взятые в одинаковых соотношениях, могут образовывать соединения с различными физическими свойствами, этот факт не стал общепризнанным. И только после опубликования классических работ Митчеллиха стало ясно, что одно и то же химическое соединение может существовать в нескольких кристаллических формах.

Ранние представления о сущности полиморфизма основывались на принципах термодинамики, и только после открытия Лауэ в 1812 году явления дифракции рентгеновских лучей появилась возможность изучать распределение атомов в кристаллах и дать структурное объяснение явления полиморфизма.