

## Раздел третий

# КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ, РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

УДК 620.193:621.039

## ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕЖКРИСТАЛЛИТНУЮ КОРРОЗИЮ И КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА САВ-1

*О.П. Максимкин, А.В. Яровчук, Л.Г. Турубарова, Д.С. Аулова,  
С.А. Карбышева, А.В. Русакова  
Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан  
E-mail: maksimkin@inp.kz*

Приводятся данные по влиянию нейтронного облучения на склонность к коррозионному растрескиванию (КР) и межкристаллитной коррозии (МКК) низколегированного алюминиевого сплава САВ-1, являющегося основным конструкционным материалом исследовательского реактора ВВР-К. Установлено, что доза облучения играет основную роль в изменении коррозионных свойств низколегированного алюминиевого сплава. Найдено, что склонность к МКК максимальна у материала, облученного флюенсом нейтронов  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>, что обусловлено растворением частиц второй фазы и повторным возникновением зон Гинье-Престона под влиянием облучения. При этом материал переходит в структурное состояние, аналогичное термической обработке «возврат при старении». Повышение флюенса облучения до  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> ускоряет процесс старения, наблюдается рост и коагуляция включений упрочняющей фазы силицида магния, что повышает склонность сплава к питтинговой коррозии, которая усиливает возможность проявления коррозионного растрескивания.

Склонность конструкционных материалов к коррозионному растрескиванию является одной из причин сокращения эксплуатационного срока изделий, находящихся под напряжением в агрессивной среде. Несмотря на то, что имеется довольно большое число работ, посвященных коррозионному растрескиванию металлов и сплавов, данных о развитии коррозии под напряжением облученных реакторных материалов недостаточно [1-6]. При этом, практически, отсутствуют сведения о влиянии дозы облучения на коррозионное растрескивание реакторных материалов в средах, содержащих химически активные хлор-ионы, когда опасность возникновения разрушения усугубляется появлением локальных дефектов, способных привести к катастрофическому разрушению отработанных конструкций атомных реакторов при хранении в водных бассейнах.

В настоящей работе приводятся данные по влиянию нейтронного облучения на склонность к коррозионному растрескиванию, межкристаллитной и питтинговой коррозии низколегированного алюминиевого сплава САВ-1, который является основным конструкционным материалом исследовательских атомных реакторов водородного типа.

### МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Объектами исследования явились отработавшие эксплуатационный срок (25 лет) в исследовательском атомном реакторе ВВР-К оболочка

стержня автоматического регулирования (САР) и стержень-вытеснитель (СВ) из сплава САВ-1 следующего химического состава, вес. %: 97,8 – Al; (0,5...0,9) – Mg; (0,6...1,2) – Si; 0,03 – Ni; 0,01 – Ti; 0,05 – Fe; 0,01 – Cu; 0,03 – Zn. Поскольку условия эксплуатации верхнего и нижнего концов САР и СВ существенно отличались величиной флюенса облучения, то образцы, изготовленные из этих конструкций, получили различную дозу облучения и были разбиты на две группы: слабооблученные (с расчетной величиной флюенса нейтронов  $\sim 10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>) и сильнооблученные ( $\sim 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>). Для сравнения в качестве исходного необлученного материала использовали оболочку САР и СВ в состоянии поставки. Образцы имели вид плоских прямоугольных пластин. Исследования сопротивления коррозии осуществляли по методике ускоренных испытаний в растворе трихлорида гексагидрата железа (1% водный раствор FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O). В качестве критерия скорости коррозии использовали положительный удельный показатель изменения массы образцов со временем, определяемый как отношение потерь массы к площади рабочей поверхности образца. Измерение массы осуществляли на электронных аналитических весах марки KERN 770 с точностью измерения 0,0001 г. Склонность к коррозионному растрескиванию (КР) оценивали, применяя режим одновременного действия хлорсодержащей среды (0,1NFeCl<sub>3</sub>) и деформации [7]. Деформирование растяжением выполняли на универсальной

разрывной машине ИНСТРОН-1195, доработанной приспособлением, которое обеспечивает непрерывное поступление агрессивного раствора к образцу. В процессе деформации записывалась диаграмма растяжения, на основе которой получены значения механической прочности и пластичности материала. Кроме того, проводились испытания коррозионной стойкости облученных и необлученных образцов в 1 % растворе хлорного железа при действии постоянной нагрузки в 1 кг. Определение склонности к МКК осуществляли по методике (ГОСТ 9.021), согласно которой образцы имели концентратор напряжений в центре рабочей части. Первоначально образцы подвергали травлению в кипящем водном растворе 10 % NaOH, после чего выдерживали в течение 24 ч в смеси растворов NaOH (3 %) и HCl (1 %) и производили изгиб на угол 90°. МКК оценивали по длине магистральной трещины, возникающей при изгибе образца в зоне концентратора напряжений [7]. Структуру сплава исследовали с помощью оптического микроскопа «Neophot» и растрового электронного микроскопа JSM-7500F (JEOL), снабженного интегрированной системой микроанализа Oxford Instruments.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования состояния поверхности оболочек стержня автоматического регулирования после эксплуатации и длительного вылеживания в водном бассейне позволили установить, что внешняя поверхность содержит очаги локальной коррозии, при этом оказалось, что нижняя часть оболочки, получившая больший флюенс облучения, поражена коррозией сильнее, и на ней имеются скопления дефектов в виде питтингов и язв. Наблюдения поперечного среза оболочки выявили под защитным покрытием наличие в материале довольно глубоких межкристаллитных трещин (рис. 1). Металлографические наблюдения показали, что трещины, зарождаясь на внешней поверхности оболочки, распространялись к внутренней стороне, в глубь материала (см. рис. 1,а). Располагаясь по границам зерен, трещины имели протяженность от нескольких десятков до сотен микрометров и отмечались не только в местах отслоения покрытия, но и там, где защитный слой не имел видимых разрушений.

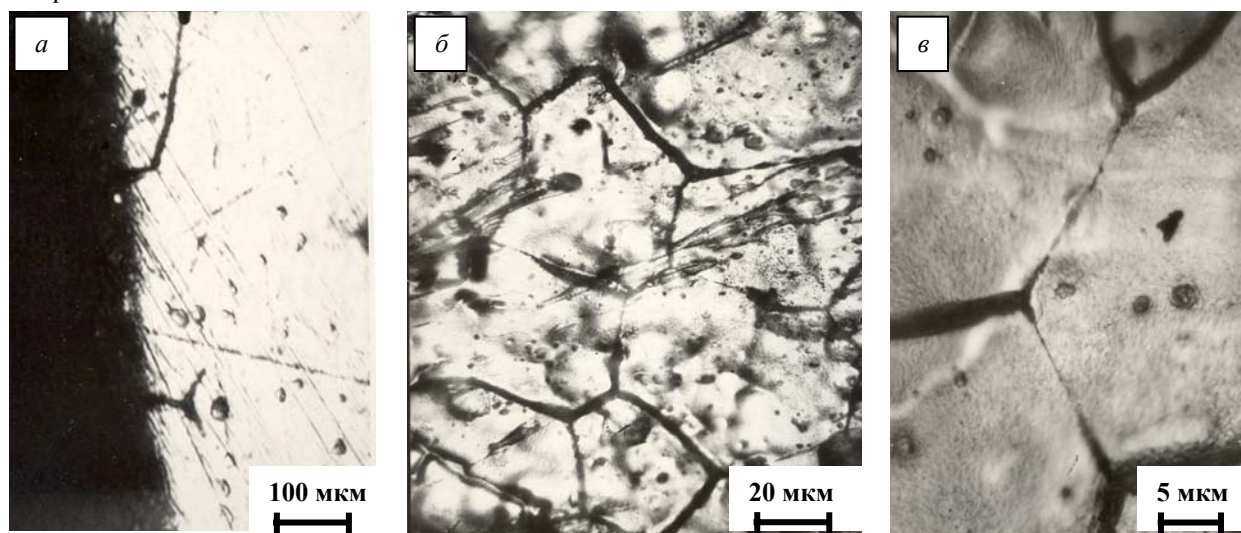


Рис. 1. Вид коррозионных повреждений оболочки САР реактора ВВР-К после эксплуатации и вылеживания в водном бассейне

В некоторых участках оболочки, где флюенс нейтронов был максимален ( $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>) и защитное покрытие отслоилось, на поверхности сквозь тонкий оксидный слой просматривалась структура матрицы (см. рис. 1, б). Как показали микроструктурные исследования, у облученного материала границы зерен утолщены (см. рис. 1, в).

Лабораторные испытания облученного сплава на межкристаллитную коррозию показали, что нейтронное воздействие повысило склонность к образованию и развитию трещин в алюминиевом сплаве. В табл. 1 приведены данные по скорости коррозии и длине образующейся магистральной трещины при сгибе образца на 90°.

Таблица 1

Склонность к межкристаллитной коррозии и скорость коррозии сплава САВ-1

Состояние материала	Скорость коррозии, $10^{-6}$ г/(мм <sup>2</sup> ·ч)	Длина магистральной трещины, мм	Разрушение в области магистральной трещины, %
Необлученное	0,0676	1,0	19,65
Слабооблученное ( $10^{17}$ нейтр./см <sup>2</sup> )	0,1325	2,8	53,85
Сильнооблученное $10^{22}$ нейтр./см <sup>2</sup> )	0,15	1,75	31,3

Видно, что наибольшей склонностью к МКК обладал сплав, облученный флюенсом нейтронов  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>. Результаты позволяют предположить, что возникновение межкристаллитных трещин в облученном алюминиевом сплаве связано не только с электрохимическими процессами, протекающими на поверхности изделия в агрессивной среде, но и со структурно-фазовыми изменениями, вызванными нейтронным облучением материала, когда облучение играет решающую роль. Микроструктурные исследования облученных образцов сплава САВ-1 выявили, что с повышением флюенса структурные составляющие изменяют свою морфологию, увеличиваются размеры зерен и включений, изменяются плотность дислокаций, механические свойства. Измерение прочностных характеристик позволило определить, что

микротвердость сильнооблученного сплава максимальна и составляет  $122 \text{ кг/мм}^2$ , слабооблученного -  $\sim 97 \text{ кг/мм}^2$ , против значений  $44 \text{ кг/мм}^2$ , установленных для необлученного сплава. На рис. 2 приведены изображения тонкой структуры сплава САВ-1, облученного различным флюенсом нейтронов. Можно заметить, что при малом флюенсе облучения нейтронами ( $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>) материал переходит в состояние, аналогичное естественно состаренному и подвергнутому кратковременному низкотемпературному отжигу [12]. В результате такой обработки включения упрочняющей фазы, формирующиеся при естественном старении вследствие своей нестабильности, растворяются и образуются зоны Гинье-Престона [11,12].

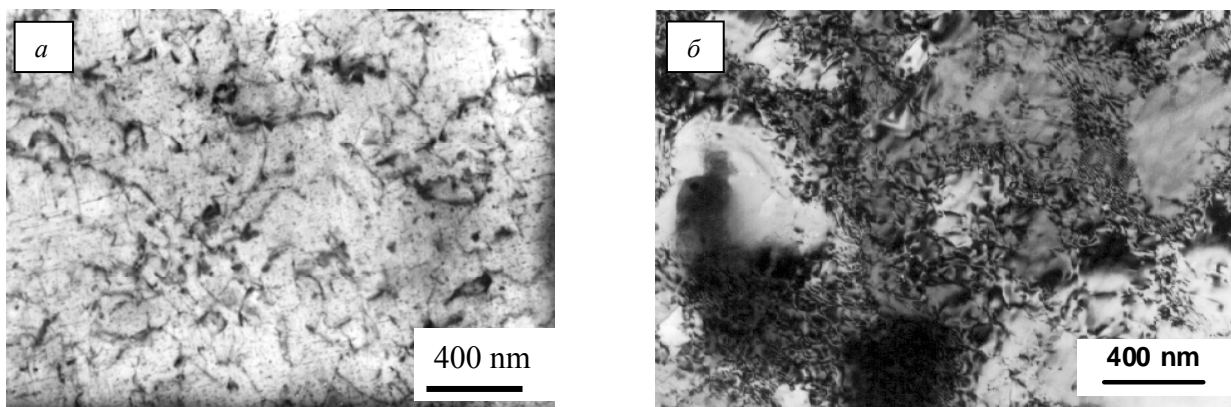


Рис. 2. ПЭМ-изображения тонкой структуры сплава САВ-1 после нейтронного облучения флюенсом  $10^{17}$  (а) и  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> (б)

При достаточно большой дозе облучения наблюдаются хорошо развитая ячеистая дислокационная структура и наличие зон мелких предвыделений и выделений вторичной фазы  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (см. рис. 2,б). Вероятно, склонность к МКК алюминиевого сплава после облучения определяется изменениями тонкой структуры материала. Максимальную склонность к МКК имеет материал, в котором плотность дислокаций сравнительна невелика, диффузионная подвижность легирующих атомов максимальна, что провоцирует изменения химического состава материала в теле кристаллитов и на их границах.

Проявление КР обычно наблюдается при одновременном действии агрессивной среды и напряжений. При этом КР может носить как межкристаллитный, так и транскристаллитный характер. Тепловыделяющие сборки водо-водяного исследовательского реактора помимо структурной гетерогенности, формирующейся в процессе металлургического изготовления, находятся при эксплуатации в сложнапряженном состоянии. Несмотря на воздействие температурного режима в активной зоне реактора, напряжения не снимаются, а нейтронный поток способствует внесению определенного числа дефектов и, тем самым, вносит дополнительные напряжения [9,10]. Нами проведены исследования склонности сплава САВ-1 к коррозионному растрескиванию в условиях

одновременного действия агрессивной хлорсодержащей среды и постоянной нагрузки 1 кг. На рис. 3 приведены сравнительные результаты по влиянию дозы нейтронного облучения на потери массы образцов сплава САВ-1 в условиях, провоцирующих КР (см. рис. 3,а), а также для случая воздействия агрессивной среды без нагрузки (см. рис. 3,б). В соответствии с полученными данными видно, что значения скорости коррозии облученного и необлученного материалов при одновременном действии агрессивной среды и нагрузки имеют близкие значения, в то время как без нагрузки показатели скорости коррозии существенно отличаются. Максимальную скорость коррозии показал материал, облученный нейтронами флюенсом  $\sim 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> (см. рис. 3,б, кривая 3).

Визуальный осмотр поверхности образцов после коррозии под нагрузкой позволил выявить некоторые особенности развития коррозии (рис. 4). Формирование трещин происходило в плоскости, перпендикулярной действию нагрузки. Анализ состояния поверхности образцов после различного времени испытания свидетельствует о том, что в случае коррозии сильнооблученного материала трещины глубже, чем в слабооблученном и необлученном образцах и имеют вид поперечных борозд, которые протянулись по всей ширине образцов. Можно предположить, что протяженные

дефекты образовались в результате слияния мелких питтингов (см. рис. 4, в). Изучение поперечных шлифов показало, что у слабооблученного материала питтинги преимущественно развивались в глубину образца, а у сильнооблученного - наблюдалось множественное возникновение

питтингов на поверхности. На сильнооблученном материале отмечалось слияние мелких питтингов в поверхностные протяженные дефекты. В результате сильнооблученные образцы показали максимальное значение скорости коррозии и разрушились раньше слабооблученных и необлученных.

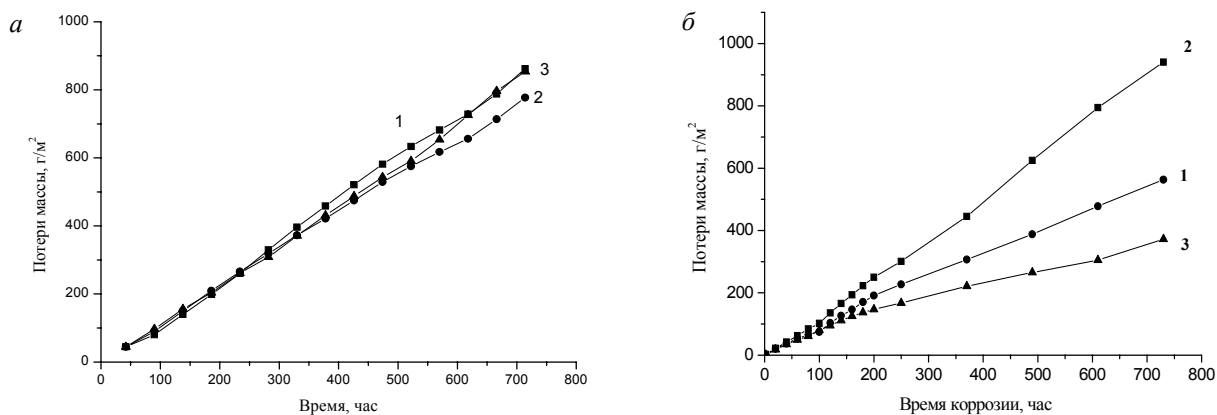


Рис. 3. Зависимость потерь массы образцов сплава САВ-1 от времени выдержки в растворе 0,1 N FeCl<sub>3</sub> в условиях действия постоянной нагрузки 1 кг (а) и без нагрузки (б). Образцы: 1 – слабооблученные; 2 – сильнооблученные; 3 – необлученные

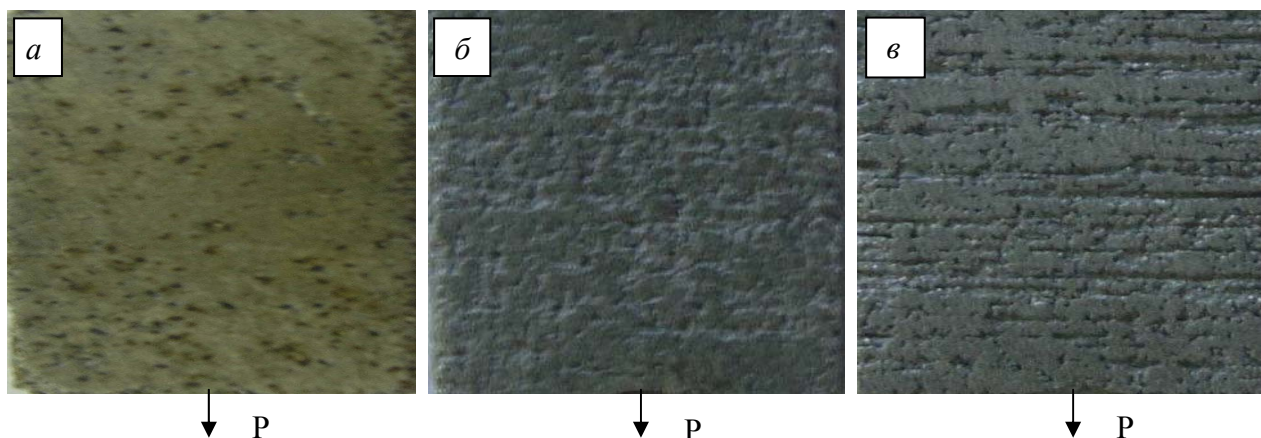


Рис. 4. Поверхность образцов сплава САВ-1 в необлученном состоянии (а) и облученном флюенсом: 10<sup>17</sup> (б), 10<sup>22</sup> (в) нейтр./см<sup>2</sup> в условиях одновременного действия коррозионной среды и нагрузки (Р), (х 5)

Наблюдаемое различие в кинетике развития коррозии можно объяснить состоянием структуры материала и особенностями строения поликристаллов и их границ, т. е. степенью развития старения под влиянием облучения.

Металлографические исследования показали, что в исходном необлученном состоянии сплав имел структуру, типичную для низколегированного алюминиевого сплава с дисперсионным упрочнением в состоянии естественно состаренном, которое характеризуется тонкими и четкими границами матричных зерен и достаточно равномерным распределением упрочняющей фазы силицида магния (рис. 5,а). После облучения структура сплава приобрела вид термически состаренного материала. В сплаве, облученном флюенсом 10<sup>17</sup> нейтр./см<sup>2</sup>, в отдельных участках наблюдалось растворение включений силицида магния, некоторые поликристаллы оказались почти полностью очищены от упрочняющей фазы,

границы зерен изменили очертания, приобрели извилистую форму (см. рис. 5,б). При большем флюенсе облучения (10<sup>22</sup> нейтр./см<sup>2</sup>) в структуре на стыках крупных зерен отмечалось присутствие мелких кристаллитов, появление которых можно связать с процессом рекристаллизации, инициированным облучением (см. рис. 5,в). Частицы упрочняющей фазы Mg<sub>2</sub>Si имели более крупные размеры, что свидетельствовало о протекающем процессе коагуляции включений.

При воздействии агрессивного раствора, содержащего ионы хлора, частицы второй фазы являются активными центрами зарождения коррозионных дефектов типа питтингов [2, 6]. В соответствии с электрохимической теорией образование гальванической пары между матрицей и включением силицида магния создает условия для развития локального дефекта, который при одновременном действии внутренних и/или

внешних напряжений способен спровоцировать развитие коррозионного растрескивания [1, 2, 6].

Оценка элементного состава сплава в различных участках образца позволила установить, что вдали от питтингов химический состав практически совпадает с исходным составом матрицы сплава, в то время как на дифрактограммах, снятых внутри питтингов, отсутствуют линии кремния и магния,

что, вероятно, связано с выкрашиванием включений упрочняющей фазы силицида магния при действии агрессивного раствора (табл. 2). Кроме того, вдали от локального дефекта, в матричной основе обнаружено максимальное содержание кислорода, что свидетельствует о присутствии достаточно плотной оксидной пленки на поверхности сплава.

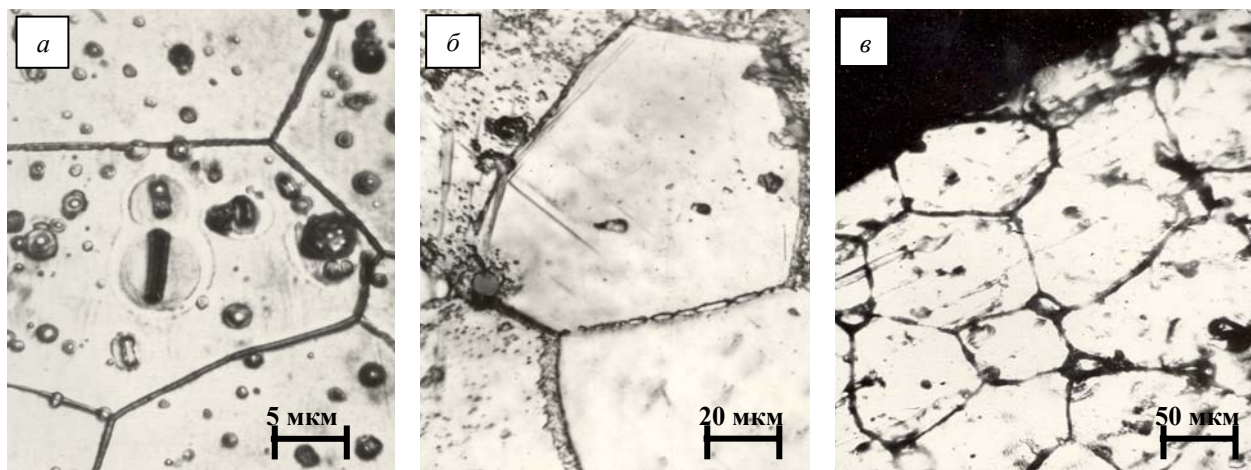


Рис. 5. Структура сплава САВ-1 в необлученном состоянии (а) и облученном различным флюенсом нейтронов:  $10^{17}$  (б),  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> (в)

Таблица 2

Химический состав сплава САВ-1 в различных участках образца после 114 ч коррозии в 1 % растворе FeCl<sub>3</sub>

Участок зондирования	Содержание элементов, вес. %						
	O	Mg	Al	Si	S	Fe	Cu
Внутри питтинга	6,57	-	73,83...84,3	-	-	-	0,25
Возле питтинга	3,09	-	89,67	0,34	-	-	0,73
Вдали от питтинга	8,85	0,28	61,68...74,6	4,45	0,17	0,39	0,24

Для установления влияния структурного фактора на коррозионное поведение материала нами проведены низкотемпературные отжиги облученных и необлученных образцов. На рис. 6 приведены данные скорости коррозии в условиях действия постоянной нагрузки и агрессивной среды для образцов облученных и отожженных при 75 и 150 °С. Выяснилось, что наибольшую скорость коррозии имели образцы, облученные максимальным флюенсом нейтронов. В соответствии с этими данными оказалось, что влияние термической обработки на коррозионную стойкость материала тем значительнее, чем выше доза облучения. Вероятно, термическая обработка усилила гетерогенность структуры облученного сплава, что и повлияло на скорость коррозии. Для объяснения полученных результатов можно сослаться на имеющиеся литературные данные, согласно которым при облучении нейтронным потоком в материале образуются подвижные комплексы «вакансия-атом легирующего

компонента», способные облегчить транспортировку атомов легирующих и примесных элементов и ускорить процесс старения сплава [9, 10]. При этом, чем выше доза облучения, тем интенсивнее развиваются процессы коагуляции, определяющие гетерогенность строения материала.

Таким образом, слабооблученный сплав САВ-1 по структуре и свойствам приближается к состоянию материала термически обработанного в режиме «возврат при старении» [12]. Данный тезис находит свое подтверждение в результатах, полученных при механических испытаниях статическим растяжением. На рис. 7 приведены диаграммы растяжения сплава в состоянии: необлученном и после облучения различным флюенсом нейтронов. В соответствии с графиком можно констатировать, что наибольшей прочностью и минимальной пластичностью обладает материал в состоянии после облучения нейтронами максимальным флюенсом, что коррелирует с данными исследований тонкой структуры.

После облучения нейтронным потоком флюенсом  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup> отмечается некоторое повышение пластичности сплава, при этом прочность осталась такой же, как у сплава в исходном состоянии. Показатели механических свойств после облучения флюенсом  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup> типичны для низколегированного алюминиевого сплава, термически обработанного в режиме «возврат при старении». Однако, согласно имеющимся в литературе данным [12], обработка на возврат, улучшая механические характеристики алюминиевого сплава, повышает его чувствительность к межкристаллитной коррозии.

Аналогичное повышение склонности к межкристаллитной коррозии получено нами на алюминиевом сплаве САВ-1 после облучения нейтронным потоком с флюенсом  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup> (см. табл. 1).

Вероятно, совместное действие нейтронного потока определенной плотности и температуры в активной зоне реактора вызвало изменение структуры, аналогичное низкотемпературной обработке естественно состаренного алюминиевого сплава, и повысило склонность к межкристаллитной коррозии [11,13].

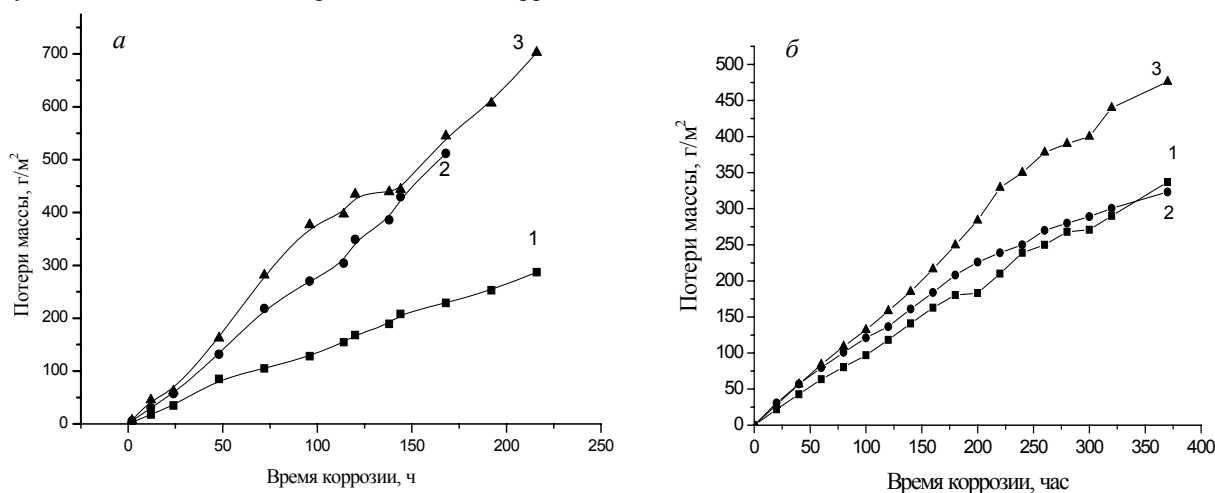


Рис. 6. Зависимости потери массы образцов сплава САВ-1 после отжига при 75 (а) и 150 °С (б) при одновременном действии постоянной нагрузки 1 кг и агрессивной среды (0,1 N FeCl<sub>3</sub>). Образцы: 1 – необлученные; 2 – облученные флюенсом  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup> и 3 –  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>

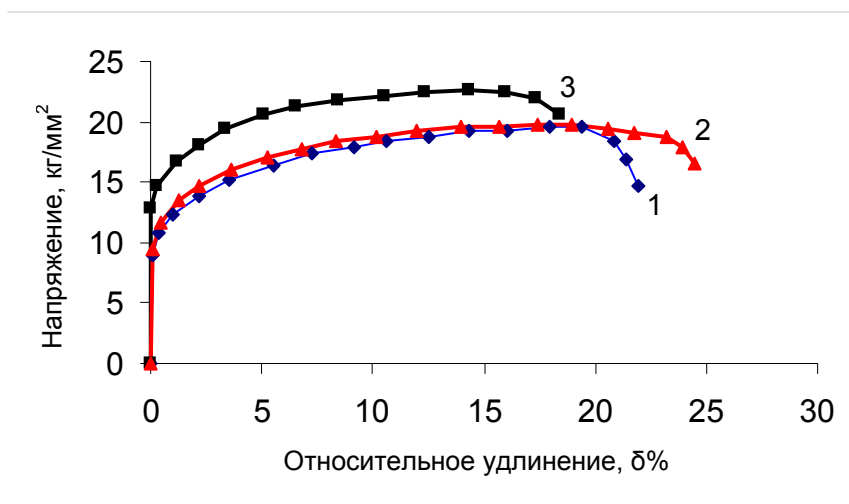


Рис. 7. Условные кривые напряжение-деформация сплава САВ-1 при статическом растяжении. Состояние сплава: 1 – необлученное; 2 – облученные флюенсом  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup> и 3 –  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>

В случае воздействия нейтронным потоком большим флюенсом ( $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>) в материале происходят структурные изменения, сопровождающиеся образованием стабильных выделений второй фазы и их коагуляцией. Рост включений приводит к усилению структурной гетерогенности и к резкому снижению сопротивления сплава

питтинговой коррозии, а также к коррозии в условиях действия постоянной нагрузки. Структурная неоднородность при этом оказывается главным фактором, определяющим сопротивление коррозионному растрескиванию низколегированного алюминиевого сплава САВ-1.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При исследовании поверхности отработавших эксплуатационный срок и находящихся длительное время в водном бассейне реактора ВВР-К стержня автоматического регулирования и его оболочки, изготовленных из сплава САВ-1, получены сведения о наличии коррозионных повреждений в виде локальных дефектов и отдельных язвенных образований. Изучение поперечных разрезов оболочек позволило установить присутствие в материале межкристаллитных трещин.

Исследованиями установлено, что нейтронное облучение изменяет коррозионные свойства материала, при этом доза облучения играет основную роль в повышении скорости коррозии низколегированного алюминиевого сплава САВ-1.

Найдено, что склонность к МКК сплава увеличивается после облучения нейтронами. Показано, что максимальной склонностью к МКК обладает материал, получивший дозу облучения  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>. Причиной повышения склонности к МКК является состояние структуры, определяемое как состояние, типичное для термически обработанного сплава в режиме «возврат при старении». При этом наблюдается улучшение пластических свойств материала с сохранением прочностных характеристик, типичных для необлученного и термически обработанного сплава, в результате чего возрастает склонность материала к проявлению МКК. Получены данные об изменении химического состава материала в зоне локальных дефектов. Повышение дозы облучения увеличивает количество внесенных дефектов, вызывает образование ячеистой дислокационной структуры, приводит к коагуляции включений второй фазы, что снижает сопротивление питтинговой коррозии. По сравнению с необлученным материалом склонность к МКК также повышенная, однако она ниже, чем у слабооблученного материала.

При одновременном действии коррозионной среды и статической нагрузки в условиях ползучести скорость коррозии не зависит от состояния сплава САВ-1 и, практически, одинакова для облученного и необлученного материалов. Отжиг облученного низколегированного алюминиевого сплава САВ-1 снижает сопротивление коррозии. Установлено, что в условиях ползучести при одновременном действии агрессивной среды и постоянной нагрузки сопротивление коррозии сильнооблученного сплава после отжига при 75 и 150 °С минимально и почти в 3,5 раза меньше, чем у необлученных образцов. Увеличение гетерогенности структуры материала

определяет повышение склонности к коррозии и коррозионному растрескиванию облученного и отожженного сплава САВ-1.

## ЛИТЕРАТУРА

1. А.В. Бялбжецкий. *Радиационная коррозия*. М.: «Наука», 1967, с. 149-171.
2. В.В. Герасимов. *Коррозия алюминия и его сплавов*. М.: «Металлургия», 1967, с. 22.
3. М.Д. Абрамович, С.Н. Вотинков, А.Г. Иолтуховский. *Радиационное материаловедение на АЭС*. М.: «Энергоатомиздат», 1984, с.56-79.
4. В.А. Цыканов, Е.Ф. Давыдов. *Радиационная стойкость тепловыделяющих элементов ядерных реакторов*. М.: «Атомиздат», 1977, 136 с.
5. В.В. Герасимов. *Коррозия реакторных материалов*. М.: «Атомиздат», 1980.
6. В.В. Скорчеллети. *Теоретические основы коррозии металлов*. Л.: «Химия», 1973, 264 с.
7. *Коррозия* / Под ред. Л.Л. Шрайдера. М.: «Металлургия», 1981, с. 74-162.
8. Х.Б. Краст, М.Э. Лайвиньш, А.В. Бялбжецкий, Ю.Е. Тиликс. Исследование алюминиевой оболочки отработанных твэлов реактора ИРТ-2000 // *Атомная энергия*. 1969, т. 27, № 4, с. 286-289.
9. Л.П. Лошманов. *Упрочнение металлов радиационными дефектами*. М.: Изд-во МИФИ, 1989, с. 268.
10. *Радиационные эффекты в металлах и сплавах*. Алма-Ата: «Наука» КазССР, 1985, 220 с.
11. В.С. Карасев, Н.С. Зарицкий, С.Д. Мамчич и др. Структура и свойства сплава САВ-1 после длительного реакторного облучения // *Радиационное материаловедение: Труды Международной конференции по радиационному материаловедению*, Алушта, 22-25 мая, 1990 г. Харьков: ХФТИ, 1991, т. 2, с. 112-117.
12. Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. М.: «Металлургия», 1972, 480 с.
13. О.П. Максимкин, А.В. Яровчук, Т.А. Доронина, О.А. Кутько. Коррозионная повреждаемость облученного сплава САВ-1 – основного конструкционного материала реактора ВВР-К // *Тезисы 5 Конф. «Ядерная и радиационная физика»*, Алматы, 26-29 сентября 2005 г., с.365-367.

Статья поступила в редакцию 28.05.2010 г.

## **ВПЛИВ НЕЙТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ НА МІЖКРИСТАЛІТНУ КОРОЗІЮ І КОРОЗІЙНЕ РОЗТРИСКУВАННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ САВ-1**

*О.П. Максимкін, А.В. Яровчук, Л.Г. Турубарова, Д.С. Аулова, С.О. Карбішева, А.В. Русакова*

Наведені дані щодо впливу нейтронного опромінення на схильність до корозійного розтріскування (КР) і міжкристалічної корозії (МКК) низьколегованого алюмінієвого сплаву САВ-1, що є основним конструкційним матеріалом дослідницького реактору ВВР-К. Встановлено, що доза опромінення грає основну роль у зміні корозійних властивостей низьколегованого алюмінієвого сплаву. Встановлено, що схильність до МКК максимальна у матеріалі, який отримав дозу опромінення  $10^{17}$  нейтр./см<sup>2</sup>, що зумовлено розчиненням часток другої фази та повторним утворенням зон Гін'є-Престона під впливом опромінення. При цьому матеріал переходить у структурний стан, аналогічний термічній обробці «повернення при старінні». Перевищення дози опромінення до  $10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> прискорює процес старіння, спостерігається зростання і коагуляція включень зміцнюючої фази силіциду магнію, що підвищує схильність сплаву до пітингової корозії, яка підсилює можливість проявлення корозійного розтріскування.

## **INFLUENCE OF NEUTRON IRRADIATION ON INTERGRANULAR CORROSION AND CORROSION CRACKING OF LOW-ALLOYED ALUMINUM ALLOY SAV-1**

*O.P. Maksimkin, A.V. Yarovchuk, L.G. Turubarova, D.S. Aulova, S.A. Karbysheva, A.V. Rusakova*

This work represents the data obtained on the influence of neutron irradiation on a tendency to corrosion cracking (CC) and intergranular corrosion (IGC) for low-alloyed SAV-1 aluminum alloy being the basic structural material in the WWR-K research reactor. It was found that irradiation dose plays the main role in change of corrosion properties of low-alloyed aluminum alloy. The tendency towards IGC is maximal for the material with irradiation fluence of  $10^{17}$  n/cm<sup>2</sup>, that is caused by secondary precipitates resolution and repeated appearance of zones Guineur-Preston under irradiation. In so doing material transforms to a structural state to be analogous to thermal treatment “return at ageing”. Increase of irradiation fluence up to  $10^{22}$  n/cm<sup>2</sup> accelerates the ageing process. The growth and coagulation of precipitates of magnesium silicide strengthening phase are observed that increases the alloy tendency to pitting corrosion which strengthens the possibility of corrosion cracking appearance.