

# ВЛИЯНИЕ ГЕТТЕРНЫХ ДОБАВОК НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

Академик НАН Украины **В. М. АЖАЖА**, С. Д. ЛАВРИНЕНКО, д-р техн. наук,  
Г. Д. ТОЛСТОЛУЦКАЯ, д-р физ.-мат. наук, Н. Н. ПИЛИПЕНКО, канд. физ.-мат. наук,  
**Ю. П. БОБРОВ**, А. П. СВИНАРЕНКО, А. Н. АКСЕНОВА, инженеры  
(Нац. науч. центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины)

Проанализированы литературные данные о поиске геттерных материалов, которые могут быть рекомендованы для создания ловушек водорода путем введения их в конструкционные материалы и сварные соединения оборудования АЭС. Рассмотрены гибридообразующие сплавы и соединения на основе циркония, титана и ванадия как наиболее перспективные. В качестве материалов геттерных добавок для создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС предложены редкоземельные металлы и их сплавы, а также бинарные соединения редкоземельных металлов с переходными металлами VIII группы.

*Ключевые слова:* конструкционные материалы, ресурс, физическое моделирование, металл шва, водород, геттерные добавки, ядерно-физические исследования

Как известно, водород является одной из наиболее вредных и опасных примесей в металлах и сплавах. Практический опыт и почти все экспериментальные исследования влияния водорода на процессы охрупчивания, упрочнения, длительную прочность и термическую стабильность, статическую и циклическую усталость, усталостную прочность, сопротивление усталости, ползучесть в металлах и сплавах свидетельствуют о его негативной роли в этих процессах. Достаточное содержание водорода в конструкционных материалах при определенных условиях их эксплуатации может привести к существенному охрупчиванию этих материалов и, как следствие, значительно ухудшить эксплуатационные характеристики, вплоть до полной потери работоспособности.

Одной из наиболее уязвимых частей конструкционного материала часто бывает сварной шов и зона вокруг него. Потеря его эксплуатационных характеристик из-за охрупчивания во многих случаях связана с растворенным в металле шва водородом. Сегодня все сведения о поведении водорода в металле и сплавах дают основания связывать механизмы их водородного охрупчивания с взаимодействием водорода с их микроструктурной неоднородностью: растворенными инородными атомами, вакансиями, дислокациями, границами зерен и фаз, фазовыми выделениями, микро- и макропорами, микротрещинами, включениями инородных частиц и др. Поэтому наряду с традиционным методом уменьшения вероятности водородного охрупчивания, заключающегося в

уменьшении концентрации водорода как в сварочных материалах, так и в атмосфере, в которой происходит процесс сварки, представляют интерес и другие методы предупреждения охрупчивания за счет влияния на параметры процессов диффузии водорода в сварном соединении и конструкционном материале.

**Геттерные материалы.** Исходя из проведенного анализа геттерных материалов на предмет их применения в качестве потенциальных материалов геттерных добавок выбраны две серии сплавов (на основе бинарной системы Fe–Y и тройной Zr–Co–Y), имеющие следующие исходные составы, мас. %: Fe90–Y10; Zr80,8–Co14,2–Y5; Fe85–Y15; Zr82,28–Co17,72; Fe65–Y35; Zr66,1–Co17,8–Y16,1; Fe57–Y43; Zr75,53–Co13,95–Y10,52.

Сплавы систем Fe–Y и Zr–Co–Y получены аргонодуговым оплавлением с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере высокочистого аргона. Для получения равномерного распределения составных элементов слитки сплавов переплавляли несколько раз. В качестве исходных элементов использовали высокочистое железо многократной электронно-лучевой переплавки, йодидный цирконий, электролитический кобальт и иттрий чистотой 99,9 %.

Для изучения фазового состава сплавов и их структуры использовали рентгеноструктурный и металлографический анализы. Фазовый состав изготовленных сплавов определяли рентгеновским методом на дифрактометре «ДРОН-2М» в фильтруемом  $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучении. Металлографические исследования проводили на микроскопе МИМ-8. Для определения микротвердости сплавов приме-

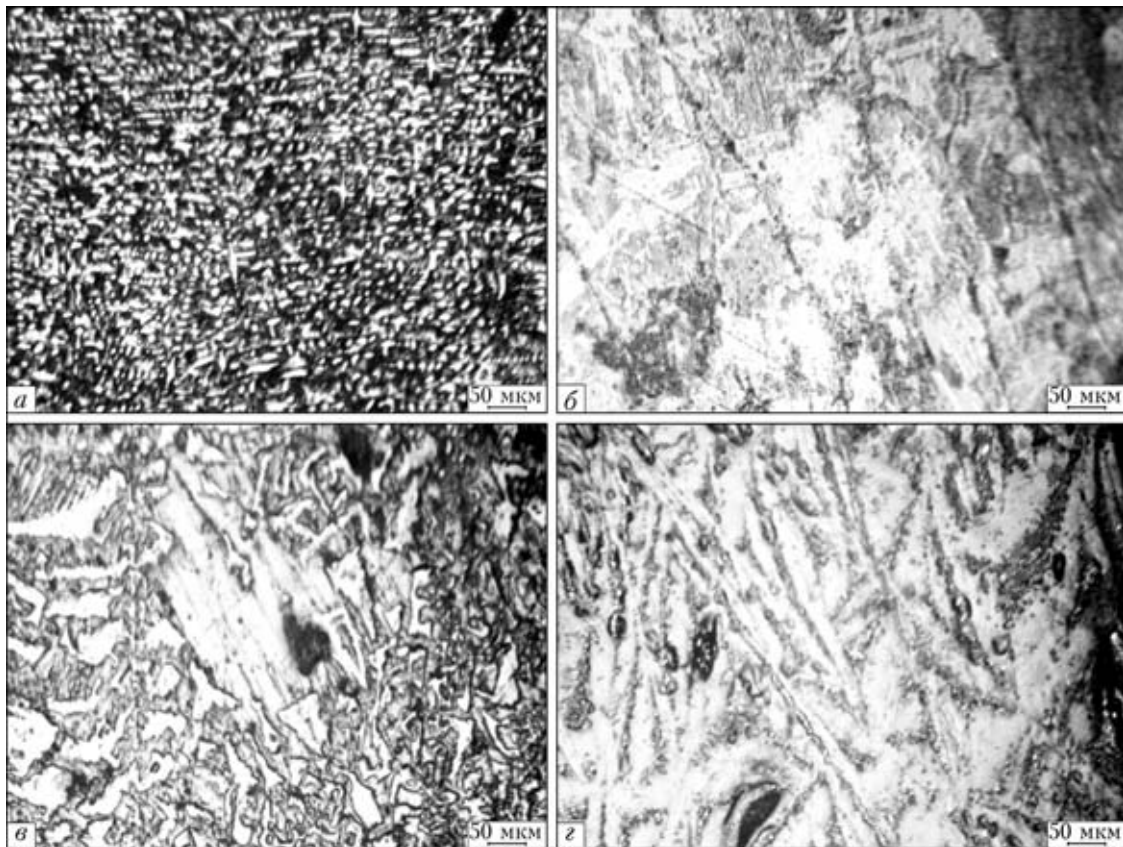


Рис. 1. Микроструктуры слитков сплавов системы Fe–Y разных составов: а — Fe90–Y10; б — Fe85–Y15; в — Fe65–Y35; г — Fe57–Y43

няли микротвердомер МВТ-3, погрешность измерений составляла  $\pm 5\%$ .

Поверхность образцов перед исследованиями шлифовали абразивной бумагой и полировали алмазной пастой.

Для сплавов системы Fe–Y использовали 5%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте (ниталь); для сплавов системы Zr–Co–Y — травитель следующего состава: 15,4 мл HF; 17,3 мл HNO<sub>3</sub>; 17,3 мл H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>; дистиллированная вода 50 мл. В травитель добавляли кислоту H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> для шлифования поверхности образцов, которая в процессе травления покрывалась пассивируемой пленкой.

Для исследования спектров газовой выделения применяли масс-спектрометрический анализ [1]. При этом использовали масс-спектрометр MX-7203, предназначенный для определения водорода, а также контроля газовых примесей в металлах и сплавах, которые выделяются из них при нагреве (определяет газы с массовыми числами до 60).

Гидрирование сплавов проводили при температуре 350 °C в течение 8 ч. Газовыделение водорода из сплавов до и после гидрирования имело место при повышении температуры от комнатной до 950 °C.

В соответствии с диаграммой равновесия системы Fe–Y [2] исследуемые сплавы являются двухфазными. Сплавы Fe90–Y10 и Fe85–Y15 содержат фазы  $\alpha$ -Fe(Y) + Fe<sub>17</sub>Y<sub>2</sub>. Оценка по правилу

отрезков определяет их соотношения соответственно 38 и 62 %, 5 и 95 %. Сплавы Fe65–Y35 и Fe57–Y43 состоят из двух интерметаллидов Fe<sub>3</sub>Y + Fe<sub>2</sub>Y и согласно оценке по тому же правилу имеют соотношение соответственно 96 и 4 %, 14 и 86 %. На рис. 1 представлены микроструктуры поверхностей слитков сплавов системы Fe–Y указанных составов.

Количественное соотношение фаз, оцениваемое металлографически, согласуется с результатами, полученными ранее. Значения микротвердости для сплавов с возрастающим содержанием иттрия составляют 4270, 7700, 6700 и 5740 МПа.

Термодесорбция из сплавов отражает суммарный эффект газовой выделения из фаз, находящихся в них, и продуктов гидрогенолиза, образовавшихся при изготовлении и нагреве сплавов. Кривые выделения водорода при нагреве в вакууме образцов сплавов системы Fe–Y показаны на рис. 2. Вид кривых определяется главным образом содержанием водорода, находящегося в фазах сплавов, его перераспределением в них при изменении температуры, степенью растворимости водорода и его равновесным давлением над составляющими сплава.

В сплавах Fe90–Y10 и Fe85–Y15 характер термодесорбции зависит преимущественно от содержания в них фазы Fe<sub>17</sub>Y<sub>2</sub>. Данные рис. 2 согласуются с данными о термодесорбции водорода из этой фазы, приведенными в работах [3, 4].

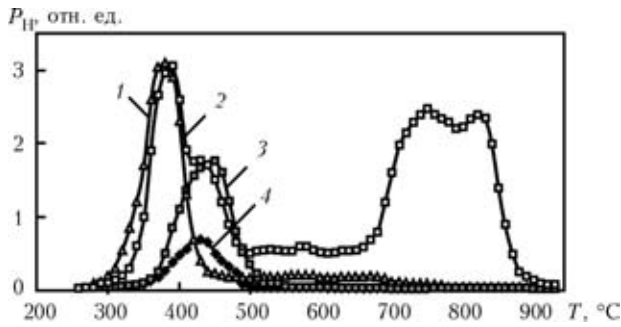


Рис. 2. Изменение парциального давления водорода  $P_H$  при нагреве в вакууме образцов сплавов системы Fe–Y после насыщения водородом при температуре 350 °С в течение 8 ч: 1 — Fe85–Y15; 2 — Fe57–Y43; 3 — Fe65–Y35; 4 — Fe90–Y10

Кривые термодесорбции сплавов Fe65–Y35 и Fe57–Y43, в которых присутствуют фазы Fe<sub>3</sub>Y и Fe<sub>2</sub>Y, отображают сложные превращения, происходящие с их гидридами при изменении температуры, что не противоречит данным работ [5, 6].

Анализ полученных кривых термодесорбции, а также концентрация поглощенного водорода, приведенная в таблице, показали, что сплав Fe57–Y43 по сравнению с другими сплавами системы Fe–Y поглощает наибольшее количество водорода и удерживает его до более высоких значений температуры (приблизительно 900 °С и выше).

Данные металлографии и рентгеноструктурного анализа сплавов системы Zr–Co–Y показали, что бинарный сплав Zr82,3–Co17,7 является однофазным и представляет собой интерметаллид ZrCo с параметрами ромбической решетки  $a = 8,945$  ( $\Delta = 0,002$ );  $b = 10,875$  ( $\Delta = 0,013$ );  $c = 3,270$  ( $\Delta = 0,003$ ) и объемом элементарной ячейки  $V = 318,10$  ( $\Delta = 0,740$ ), что хорошо согласуется с данными работы [7].

Сплав Zr80,8–Co14,2–Y5 состоит из трех фаз (ZrCo,  $\alpha$ -Zr и  $\alpha$ -Y), имеющих соответственно следующие кристаллографические параметры:  $a = 8,915$  ( $\Delta = 0,250$ ),  $b = 10,914$  ( $\Delta = 0,030$ ),  $c = 3,298$  ( $\Delta = 0,019$ ) и  $V = 320,92$  ( $\Delta = 3,820$ );  $a = 3,238$  ( $\Delta = 0,003$ ),  $c = 5,161$  ( $\Delta = 0,001$ );  $a = 3,649$  ( $\Delta = 0,004$ ),  $c = 5,752$  ( $\Delta = 0,030$ ).

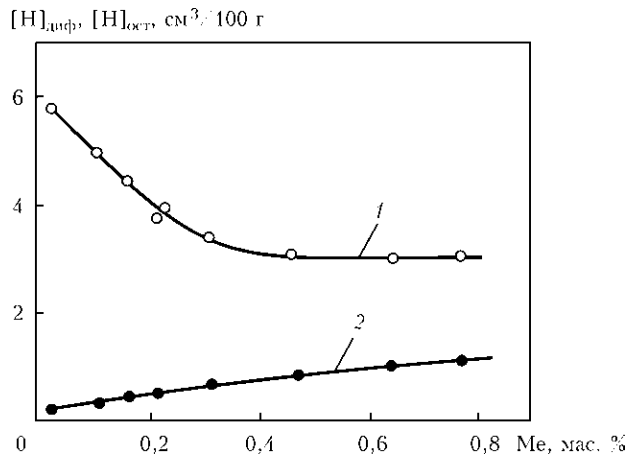


Рис. 3. Влияние P3Э в покрытиях электродов на концентрацию диффузионного (1) и остаточного (2) водорода [11]

Сплав Zr75,5–Co14–Y10,5 состоит из таких же фаз, как и предыдущий сплав, и эти фазы имеют соответственно параметры:  $a = 8,932$  ( $\Delta = 0,008$ ),  $b = 10,955$  ( $\Delta = 0,400$ ),  $c = 3,273$  ( $\Delta = 0,001$ ) и  $V = 320,23$  ( $\Delta = 1,560$ );  $a = 3,231$  ( $\Delta = 0,004$ ),  $c = 5,161$  ( $\Delta = 0,004$ );  $a = 3,652$  ( $\Delta = 0,005$ ),  $c = 5,735$  ( $\Delta = 0,020$ ).

В сплаве Zr66,1–Co17,8–Y16,1 из выявленных металлографически трех фаз точно идентифицирована только фаза Zr<sub>3</sub>Co.

Сложные профили кривых термодесорбции сплавов системы Zr–Co–Y, которые прошли гидрирование, свидетельствуют о том, что при изменении температуры в них происходят существенные структурные изменения. Газовыделение водорода из этих сплавов имеет место практически во всем исследуемом интервале температур, а для сплава Zr75,5–Co14–Y10,5 не прекращается при максимальной температуре около 950 °С. Данные таблицы свидетельствуют о том, что из всех исследуемых в работе сплавов системы Zr–Co–Y этот сплав поглощает и удерживает наибольшую долю водорода.

Введение добавок редкоземельных элементов (P3Э), которые имеют сильное сродство с газами и другими элементами внедрения, приводит

**Содержание водорода в образцах сплавов до и после насыщения их водородом при температуре 350 °С в течение 8 ч**

Системы	Сплав	Концентрация водорода в исходных сплавах		Концентрация водорода в сплавах после их насыщения водородом при температуре 350 °С	
		см <sup>3</sup> /100 г	%	см <sup>3</sup> /100 г	%
Fe–Y	Fe90–Y10	89	0,008	1400	0,13
	Fe85–Y15	46	0,004	3300	0,30
	Fe65–Y35	64	0,006	6700	0,60
	Fe57–Y43	138	0,012	15300	1,38
Zr–Co–Y	Zr82,3–Co17,7	81	0,007	14100	1,27
	Zr80,8–Co14,2–Y5	106	0,010	22400	2,02
	Zr75,5–Co14–Y10,5	206	0,020	22800	2,05
	Zr66,1–Co17,8–Y16,1	170	0,015	16400	1,48

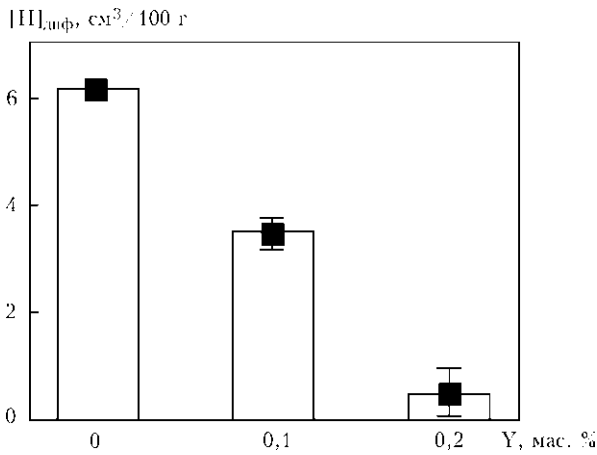


Рис. 4. Влияние массовой доли иттрия в середине порошковых проводов (электродов) на концентрацию диффузионного водорода в металле шва, выполненного сваркой в смеси газов Ar + 0,1 % H<sub>2</sub>[11]

к изменению свойств металлов и сплавов. Наличие в твердом растворе даже малого количества иттрия, лантана, скандия, цезия заметно изменяет диффузионную подвижность атомов, упругие поля дислокаций и границ раздела, а следовательно, природу и кинетику выделений. Особенный интерес представляют исследования влияния РЗЭ на эволюцию структурно-фазового состояния и стойкость материалов при облучении. Эффект влияния РЗЭ на радиационную стойкость зависит от их концентрации, наличия газовых примесей в твердом растворе и других факторов. Положительное влияние микролегирования РЗЭ можно объяснить увеличением плотности центров образования вторичной фазы и усилением распада исходного метастабильного твердого раствора [8, 9].

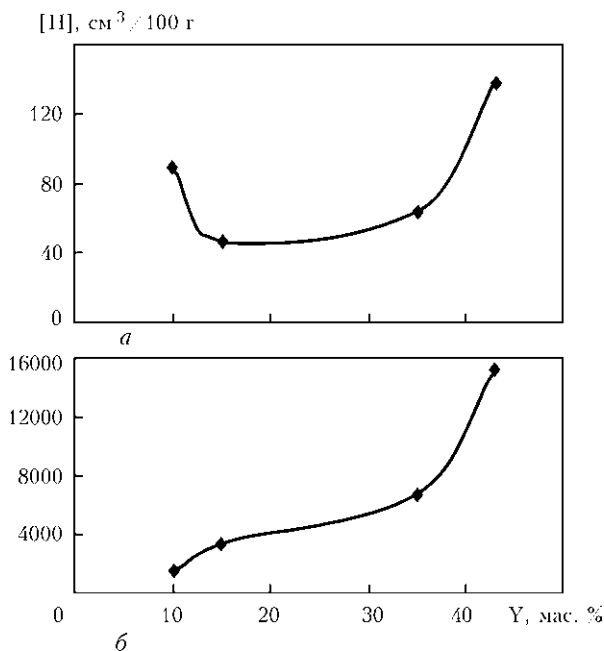


Рис. 5. Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Fe–Y, до (а) и после (б) их гидрирования

Следует отметить, что чистые РЗЭ являются относительно дорогими, к тому же при легировании радиационно стойких сталей и сплавов возникают технологические трудности, связанные с обеспечением их равномерного распределения в твердом растворе, где их действие на радиационную стойкость оптимальное [8, 9]. При выплавке сплавов из-за высокой химической активности взаимодействия РЗЭ со шлаком, покрывающим расплав, они практически не поступают в металл. Кроме того, РЗЭ имеют высокую упругость пара [10], а скандий еще и низкую плотность, поэтому при введении в чистом виде (даже в защитной атмосфере) их расход необоснованно велик. С точки зрения экономии оправданно получать лигатуры РЗЭ из их химических соединений путем металлотермического восстановления.

В работе показано, что введение в металл шва добавок РЗЭ приводит к снижению доли диффузионного водорода в металле шва (рис. 3, 4), поскольку они связывают водород и освобождают при этом матрицу сплава.

Изменение концентрации водорода, выделившегося из образцов сплавов Fe–Y до и после их гидрирования, приведено на рис. 5. Видно, что увеличение содержания иттрия в сплаве приводит к росту концентрации поглощенного водорода, особенно это заметно после гидрирования этих сплавов.

Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Zr–Co–Y до и после их гидрирования, показана на рис. 6. Из рисунка видно, что концентрация водорода максимальная при содержании иттрия от 5 до 10 мас. %, с повышением его содержания до 15 мас. % она уменьшается.

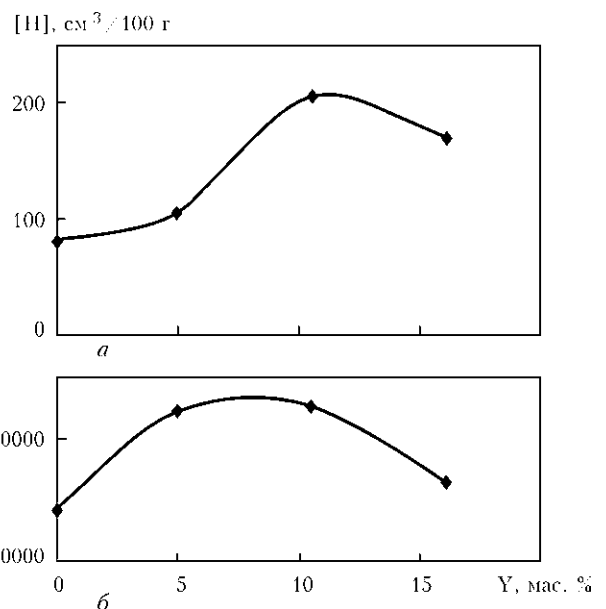


Рис. 6. Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Zr–Co–Y, до (а) и после (б) их гидрирования

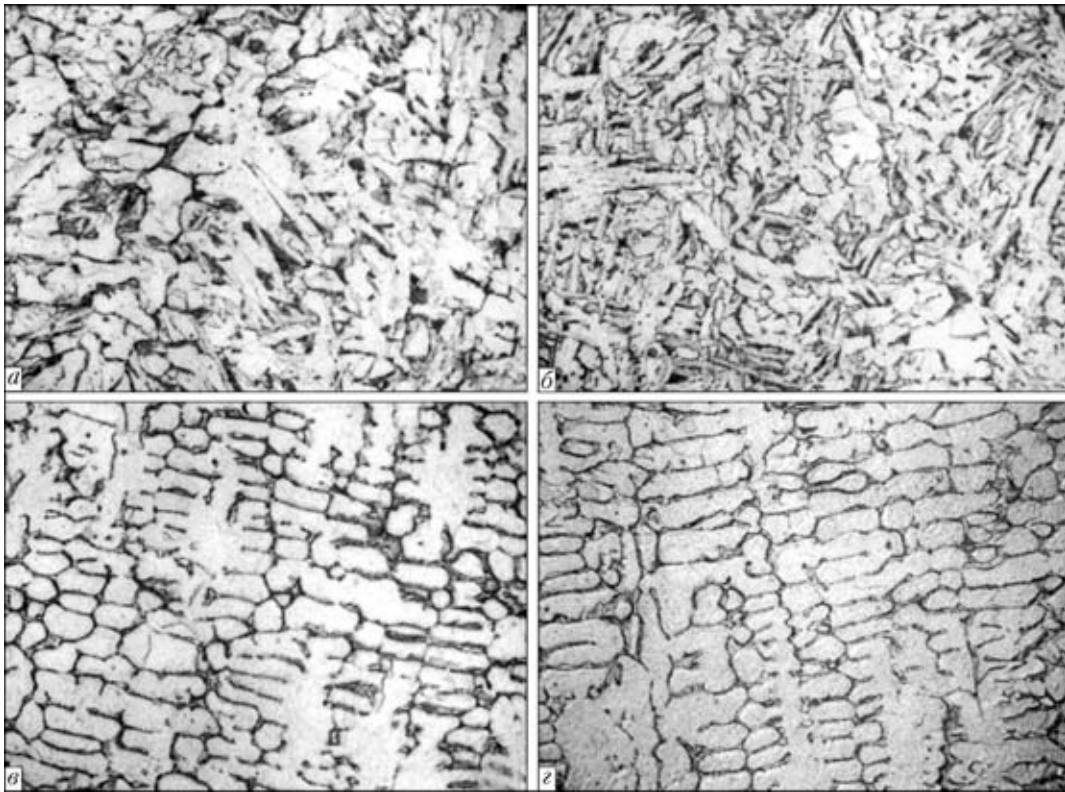


Рис. 7. Микроструктуры ( $\times 300$ ) поверхности образцов сплавов с геттерными добавками, содержащими 10 (а), 15 (б), 35 (в) и 43 мас. % (г) Y

**Модельные сварные швы с геттерными добавками.** Для исследований изготовлены модельные образцы сплавов, имитирующие сварные швы со специально введенными в него геттерными добавками, способными эффективно поглощать, накапливать и удерживать водород. Эти сплавы состоят из 95 мас. % Fe и 5%-й добавки интерметаллидов системы Fe–Y. Добавки интерметаллидов имели следующие составы, мас. %: Fe90–Y10; Fe85–Y15; Fe65–Y35; Fe57–Y43.

На основании металлографического анализа поверхности образцов определено, что сплавы исследуемых составов состоят из двух фаз — Fe(FeY) и FeY + Fe. Распределение введенного интерметаллида в железо происходит равномерно по всему объему. Зерна одной фазы занимают значительно большую поверхность шлифа, другая фаза в виде тонких прослоек расположена между зернами первой и образует своеобразный каркас. Микроструктуры поверхности образцов сплавов приведены на рис. 7.

Микроструктуры поверхностей модельных сплавов с геттерными добавками, содержащими 10 и 15 мас. % Y, сходны, подобны также между собой микроструктуры поверхностей сплавов с геттерными добавками, содержащими 35 и 43 мас. % Y, что, возможно, связано с различием в составе фаз в первом и втором случае. Значение микротвердости в фазе Fe(FeY) этих сплавов (при увеличении содержания иттрия в геттерной добавке) составляет 1250, 1280, 1210 и 1270 МПа.

Кривая 1 на рис. 8 характеризуется сложным профилем, заметное выделение водорода начинается при температуре приблизительно 300 °C и заканчивается при 900 °C; кривая 2 имеет максимум при температуре около 600 °C, основное выделение водорода происходит при температуре от 400 до 900 °C.

Результаты термодесорбции водорода из сплава с геттерной добавкой, содержащей 10 мас. % Y (рис. 8), согласуются с данными исследования термодесорбции водорода из сплава Fe90–Y10 [12] и не противоречат данным о термодесорбции водорода из интерметаллида Fe<sub>17</sub>Y<sub>2</sub>, представленным в работе [13]. На вид кривой 2 и абсолютную величину наблюдаемого пика десорбции водорода, как и в нашем случае, влияет характер диффузии водорода через железную матрицу. Содержание железа может существенно влиять на диф-

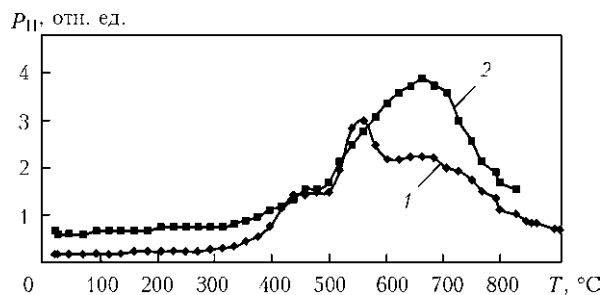


Рис. 8. Изменение парциального давления водорода  $P_H$  при нагреве в вакууме образцов сплава с геттерной добавкой, содержащей 10 мас. % Y, до (1) и после (2) гидрирования

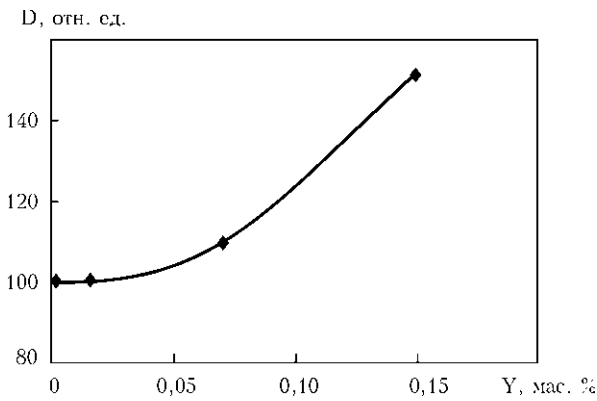


Рис. 9. Содержание D дейтерия, выделившегося из образцов с введенным иттрием после облучения ионами  $D^{2+}$  с энергией 12 кэВ до дозы  $5 \cdot 10^{16} D/cm^2$

фузию водорода и амплитуду наблюдаемых пиков термодесорбции [14].

**Ядерно-физическое исследование распределения водорода и его изотопов в модельных сварных швах нового типа.** Насыщения образцов дейтерием проводили на установке «Имплантадор» с безмасляной системой откачки, что обеспечивает давление остаточных газов в камере мишени на уровне  $(2...3) \cdot 10^{-4}$  Па. Образцы облучали ионами дейтерия  $D^{2+}$  с энергией  $E = 10$  кэВ ( $5$  кэВ/ $D^+$ ) до дозы  $(0,5...4,0) \cdot 10^{16} D/cm^2$ .

Отжиг образцов при температуре  $300...1200$  °С осуществляли прямым пропусканием тока при скорости роста и снижения температуры  $7$  К/с $^{-1}$ .

После облучения распределение по глубине имплантированных частиц измеряли с помощью ядерной реакции  $D(^3He, p)^4He$  с использованием пучков  $^3He$  ( $E = 700$  кэВ). Измерения выполняли на электростатическом ускорителе ЕСУ-2 в геометрии прямого рассеяния. Пучок ионов  $^3He$  падал на поверхность образца под углом  $30^\circ$ , а продукты ядерной реакции регистрировались под углом  $60^\circ$  по отношению к анализируемому пучку. Диаметр пучка при облучении составлял  $3$  мм, а при анализе —  $2$  мм. Разделение по глубине проникновения в геометрии прямого рассеяния

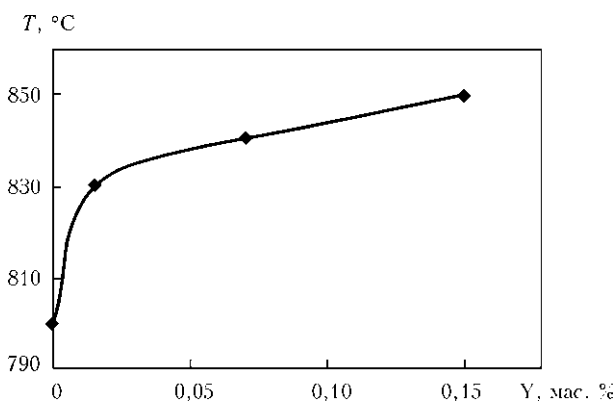


Рис. 10. Влияние температуры на максимальное газовыделение водорода из металла модельных швов с различным содержанием введенного иттрия

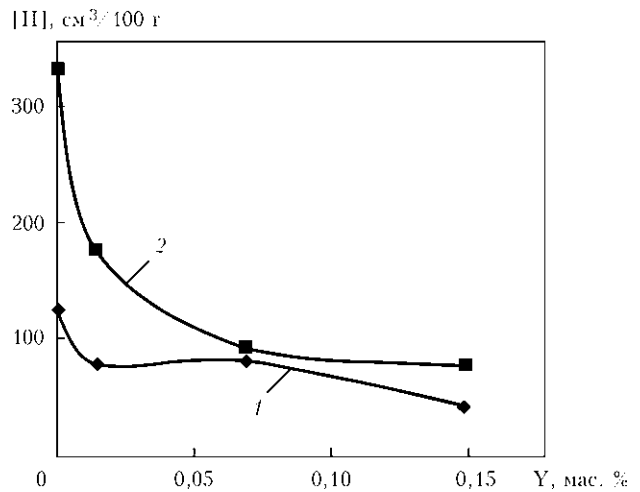


Рис. 11. Изменение концентрации водорода, выделившегося из металла модельных швов, в зависимости от содержания введенного иттрия в исходном состоянии (1) и после (2)

составляло  $30$  нм. Детальнее эта методика описана в работе [15].

Содержание дейтерия, выделившегося после облучения  $D^{2+}$  с энергией  $12$  кэВ до дозы  $5 \cdot 10^{16} D/cm^2$  из образцов сплавов с введенным иттрием, показано на рис. 9, из которого видно, что при повышении содержания введенного в сплав иттрия, содержание выделившегося дейтерия увеличивается. Это свидетельствует о том, что при насыщении дейтерием металла сварных швов дейтерий ведет себя как остаточный элемент (по сравнению с рис. 3).

Методом масс-спектрометрического анализа исследован температурный интервал на газовыделение водорода в зависимости от содержания введенного иттрия. На рис. 10 видно, что с повышением содержания иттрия в металле модельных швов температура, при которой происходит максимальное газовыделение водорода, сдвигается в область высоких температур. Это свидетельствует о том, что при большом содержании иттрия водород удерживается сильнее в металле модельных швов.

Как видно из рис. 11, концентрация выделившегося водорода уменьшается с увеличением содержания введенного иттрия. Это свидетельствует о том, что поглощенный водород удерживается иттрием в металле модельных сварных швов, т. е. является диффузионным. При увеличении времени насыщения водородом металла модельных швов концентрация поглощенного водорода иттрием возрастает (рис. 12).

При сравнении рис. 9 и рис. 12 можно обнаружить следующую закономерность: с увеличением содержания иттрия происходит концентрация выделившихся дейтерия и водорода. Возможно, существует предельная концентрация водорода (дейтерия), начиная с которой изменяется механизм удержания водорода (дейтерия) иттрием,

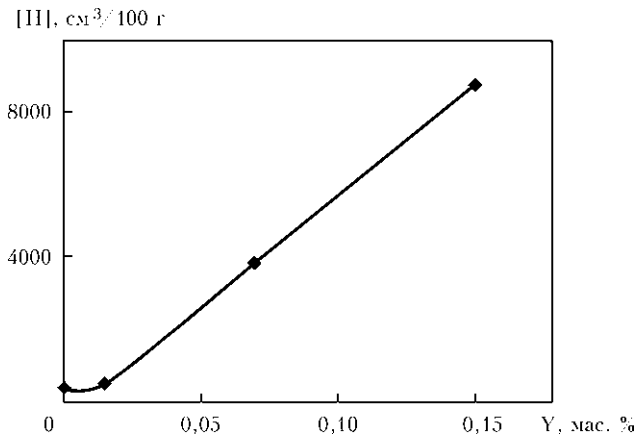


Рис. 12. Изменение концентрации водорода, выделившегося из металла модельных швов, в зависимости от содержания введенного иттрия после гидрирования

при этом водород из диффузионного становится остаточным.

На рис. 13 показано пространственно-концентрационное распределение дейтерия по глубине  $d$  слоя, на который он имплантируется (его изменяют с помощью приведенной выше методики), в металле модельных швов с различным содержанием иттрия.

Кривая изменения содержания дейтерия является ниспадающей с полушириной около 200 нм.

В этой области сосредоточена основная часть захваченного дейтерия. Часть оставшегося имплантированного газа, равномерно распределяется в решетках на максимальную глубину 1,8 мкм, на которой осуществляли анализ в модельных швах  $^3\text{He}$  при энергии 1,4 МэВ. Проникновение дейтерия на глубины, значительно превышающие его пробег, по-видимому, обусловлено насыщением слоя проникновения и появлением высокоподвижной компоненты газа, способной беспрепятственно мигрировать в глубь образца.

Все составляющие распределения дейтерия в металле модельных швов (а именно, его содержание на поверхности и в слое проникновения, в «хвосте» распределения и общее содержание удержанного в образцах дейтерия) возрастают практически линейно по мере увеличения содержания иттрия в металле шва (рис. 14). Накопление дейтерия возрастает в образцах модельных швов с большим содержанием геттерной добавки.

Таким образом, получена серия сплавов системы Fe–Y и Zr–Co–Y различного состава. Исследован их фазовый состав и термодесорбционные свойства. Показано, что эти сплавы характеризуются достаточно высокой температурой удержания водорода, и поэтому могут рассматриваться как материалы для геттерных добавок

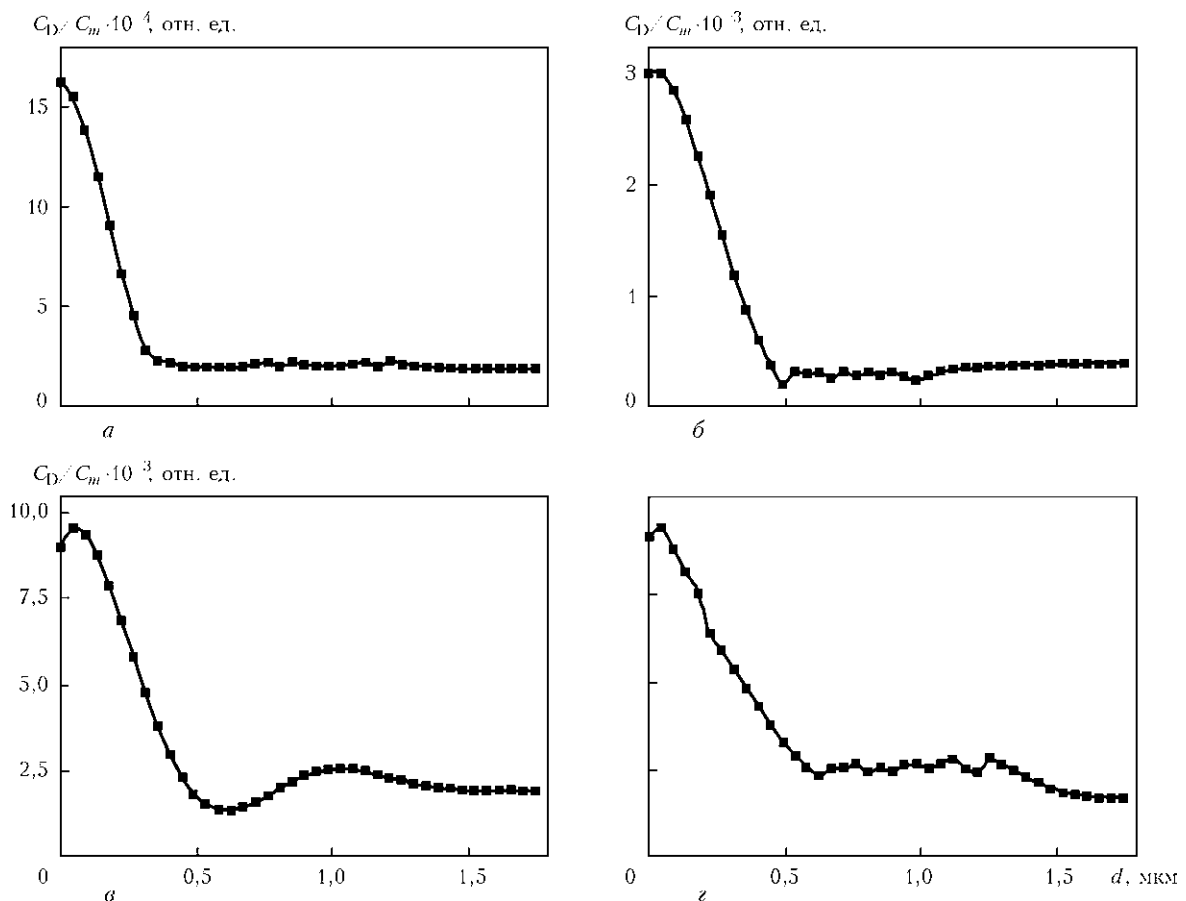


Рис. 13. Распределение дейтерия по глубине ( $C_D/C_m$  — отношение атомов дейтерия к атомам матрицы), ионно-имплантированного при комнатной температуре с энергией 6 кэВ до дозы  $5 \cdot 10^{16}$  D/cm<sup>2</sup>, в металле модельных швов с 10 (а), 15 (б), 35 (в) и 43 мас. % (г) Y

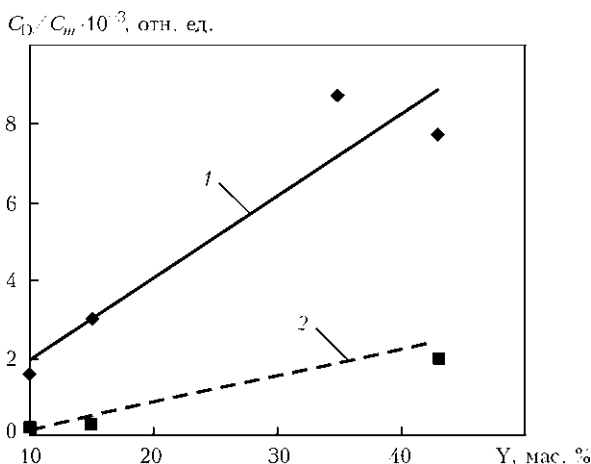


Рис. 14. Влияние содержания иттрия в металле модельных швов на поверхностную концентрацию (1) и концентрацию ионно-имплантированного дейтерия на глубине 0,5...1,8 мкм (2) при комнатной температуре с энергией 6 кэВ до дозы  $5 \cdot 10^{16}$  D/cm<sup>2</sup>

с целью создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС, способствующих улучшению их эксплуатационных характеристик путем уменьшения влияния водорода.

Концентрация водорода, выделяющегося из геттерных добавок системы Zr–Y, возрастает с увеличением содержания введенного иттрия.

Получена серия модельных швов сварных соединений с различным содержанием геттерных добавок. Показано, что концентрация водорода, выделяющегося из металла сварных швов, уменьшается с возрастанием содержания иттрия в геттерной добавке. Это свидетельствует о том, что поглощенный водород удерживается иттрием в металле модельных сварных швов.

Проведены ядерно-физические исследования распределения водорода и его изотопов в металле модельных сварных швах нового типа. Пространственно-концентрационное распределение дейтерия в металле модельных сварных швов показало, что содержание поглощенного дейтерия возрастает с увеличением содержания иттрия.

1. *Исследование газовой выделения при нагреве в вакууме гидрированного сплава Nd–Fe–В* / В. М. Ажажа, Ю. П. Бобров, А. М. Бовда и др. // *Вопр. атом. науки и техники.*

The paper gives analysis of literature data on searching for getter materials, which can be recommended for creation of hydrogen traps by introducing them into structural materials and welded joints of NPP equipment. Hydride-forming alloys and compounds based on zirconium, titanium and vanadium are considered as the most promising ones. Rare earth metals and their alloys, binary compounds of rare-earth metals with transition metals of VIII group are proposed as materials of getter additives to create hydrogen traps in structural materials and welded joints of NPP equipment

Сер. Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники. — 2006. — № 1. — С. 156–159.

2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник* / Под ред. Н. П. Лякишева. В 3 т. Т.1. — М.: Машиностроение, 1996. — С. 447–448.

3. *Wirth S., Skomski R., Coey J. M. D. Hydrogen in R<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> intermetallic compounds // Structural, thermodynamics and magnetic properties. Res. Pap. Phys. Astronomy. — 1998. — № 9. — P. 5700–5707.*

4. *Синтез тройных гидридов и нитридов R<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> (R–Y, Tb, Dy, Ho, Er) и влияние элементов внедрения (H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>) на магнитную анизотропию и магнитострикцию / С. А. Никитин, Е. А. Овченков, И. С. Тершина и др. // *Металлы.* — 1998. — № 2. — С. 111–116.*

5. *Колачев Б. А., Шалин Р. Е., Ильин А. А. Сплавы-накопители водорода: Справ. — М.: Металлургия, 1995. — 120 с.*

6. *Fernandez study of the multiplex deuterium thermodesorption in YFe<sub>2</sub>D<sub>x</sub> (1,3 < x < 4,2) by DSC, TD and in situ neutron diffraction / T. Leblond, V. Paul-Boncour, F. Cuevas et al. // *Intern. J. Hydrogen Energy.* — 2009. — 34, issue 5. — P. 11–14.*

7. База данных PCPDF // Intern. Center for Diffraction Data, 1996. — P. 20–23.

8. *Зеленский В. Ф., Неклюдов И. М. Влияние редкоземельных элементов на радиационную стойкость материалов // Радиационное материаловедение: Тр. междунар. конф., г. Харьков, сент., 1991 г. — Т. 2. — Харьков, 1991. — С. 45–57.*

9. *Alternative polarity recombination centers of point defects / A. S. Bakaj, V. V. Gann, V. F. Zelensky, I. M. Heklyudov // Effects of Radiation on Materials. — 1990. — 1. — P. 623–631.*

10. *Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Редкие металлы и сплавы. Физико-химический анализ и материаловедение. — М.: Наука, 1980. — 255 с.*

11. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явлошин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 240 с.*

12. *Геттерные сплавы для создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС / В. М. Ажажа, С. Д. Лавриненко, А. П. Свиначенко и др. // *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники.* — 2009. — № 6. — С. 127–133.*

13. *Skomski R. Hydrogen/in R<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> intermetallic compounds // Structural, thermodynamics and magnetic properties. Res. Pap. Phys. and Astronomy. — 2006. — P. 5700–5707.*

14. *Role of iron for hydrogen absorption mechanism in zirconium alloys / K. Kakinchi, N. Itagaki, T. Furuya et al. // *J. ASTM Intern.* — 2004. — 1, № 10. — P. 349–365.*

15. *Сочетание метода ядерных реакций, термодесорбционной спектроскопии и двухлучкового облучения при исследовании поведения гелия и водорода в конструкционных материалах / С. А. Карпов, И. Е. Копанец, И. М. Неклюдов и др. // Тр. XIV междунар. совещ. «Радиационная физика твердого тела», г. Севастополь, 5–10 июля 2004 г. — Севастополь, 2004. — С. 592–596.*

Поступила в редакцию 09.03.2010