

3. Кнаушер А.М. Повышение качества поверхности и планирование металлов// Справочное.-М.: Металлургия, 1984. – 308с.
4. Стеблянок В.П., Ситников И.В. Подготовка поверхности металлических компонентов при производстве слоистых композиционных материалов. – Магнитогорск: МГПИ, 1989. – 102с.
5. Коледов Л.А. и др. Методы регулируемого введения дислокаций в кремний // ФИХОМ.- 1980. –№4.- С101-108.
6. Talbot d.– International Metals Review, 1975, v20, N 85, p166-184/
7. Емелевский Я. Литье цветных металлов. М.: Высшая школа, 1977.–544с.
8. Wampler W., Schober T., Lengell B, Philosophical Magazine, 1976, v34, N1, p123-141.
9. Ватрушин Л.С. и др. Бескислородная медь. – М.: Металлургия, 1982.–192с.

## ОКИСЛИТЕЛЬНАЯ СЕГРЕГАЦИЯ ЖЕЛЕЗА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И РАДИАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОМ РАЗЛОЖЕНИИ ГИДРИДА $ZnFeH_x$

**Ю.И. Соловецкий, Д.М. Пантелеев, В.В. Лунин**

*В работе приведены результаты исследований окислительной сегрегации железа, возникающей при термической и радиационно-термической обработке гидрида переменного состава сплава  $Zr^{57}FeH_{2,7-x}$  с помощью мессбауэровской спектроскопии. Радиационно-термическая обработка проводилась на ускорителе электронов ЭЛВ-2 с энергией 1,2-1,6 МэВ. Показано, что в процессе термической и высокотемпературной радиационной обработок протекают процессы накопления в приповерхностных слоях фаз  $ZrO_{2-x}$ , Fe,  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ . В процессе окисления наблюдается изменение масс фаз Fe и  $Fe_2O_3$  и, частично,  $Fe_3O_4$ , связанное с фазовыми переходами в слоях. Для окисления при облучении отмечено возрастание на порядок скорости формирования поверхностной структуры, обогащенной железосодержащими фазами. Определены энергии активации процесса сегрегации  $^{57}Fe$  для двух температурных интервалов:  $E_{a\text{терм.}}(Fe) = 19,7 \pm 2,1$  кДж/моль и  $E_{a\text{рад.}}(Fe) = 54,3 \pm 2,1$  кДж/моль для интервала температур 523-573 К и  $E_{a\text{терм.}}(Fe) = 75,2 \pm 4,2$  кДж/моль и  $E_{a\text{рад.}}(Fe) = 37,6 \pm 1,7$  кДж/моль для 573-623 К.*

В ранее опубликованных работах было показано, что гидриды бинарных сплавов в процессе нагревания в атмосфере, содержащей кислород, претерпевают структурную и фазовую перестройку поверхностных слоев. В результате образуется многослойная поверхностная структура, состоящая из металлов и их оксидов. Наблюдаемая в гидридах сплавов сегрегация вызывается химической реакцией на поверхности при селективном окислении одного из металлов [1, 12]. Явление окислительной сегрегации одного из

компонентов наблюдалось для сплавов  $ZrMo_2$ ,  $ZrW_2$ ,  $ZrNi$ ,  $HfNi$  [3]. Фазовые превращения на поверхности при температурах от 473 К до 673 К протекают достаточно быстро (от 0,5 до 5 ч). Рост оксидной пленки хорошо описывается уравнением  $x = A + Blnt$  ( $x$  – толщина пленки,  $t$  – время окисления), что позволяет сделать вывод о диффузии кислорода вглубь образца, соответствующей закону Фика [1, 12]. Несмотря на линейный закон роста оксидной пленки, соотношение фаз оксид металла/металл в приповерхностном слое не подчиняется линейному закону. Авторы [1-3] для Co, Ni, W, Mo отмечают переменную концентрацию металлической фазы, регистрируемую методом РФЭС при послойном травлении поверхности окисленных образцов сплавов ионами  $Ag^+$ .

Явление радиационно-стимулированной окислительной сегрегации в приповерхностных слоях сплавов практически не изучалось. Имеются отдельные сообщения о распределении примесных атомов на дефектах кристаллической решетки и структурных неоднородностях. Анализ концентрации Fe и Ag в сплавах Cu-2%Fe и Cu-2%Ag после облучения электронами с энергией 0,65 МэВ указывает на неравномерное распределение атомов в окрестностях границ зерен и микропор в пределах 100-200 нм [13]. На тех же расстояниях от поверхности образца наблюдались изменения концентрации Mn, Ti, Cr в сплавах с Ni после облучения образцов ионами никеля с энергией 75 КэВ [14]. Высказано предположение, что колебание концентрации примесных атомов в приповерхностном слое металла (сплава) определяется наличием заряда кристалла, образуемого дислокациями, петлями дислокаций и т.д. Такое объяснение локальной сегрегации примесных атомов приемлемо в случае физической сегрегации, однако его нельзя признать удовлетворительным для процесса окислительной сегрегации гидридов сплавов из-за взаимного влияния образующихся фаз оксидов, выделяющегося при разложении водорода и фазы металла.

В работе исследована динамика образования различных фаз в приповерхностных слоях гидроксида  $Zr_2FeH_{2,7-x}$  при термической и радиационно-термической окислительной сегрегации и проведена оценка взаимного влияния процесса сегрегации фазы металлического железа и образования оксидов  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ .

### **Экспериментальная часть и обсуждение результатов**

Гидрид сплава  $Zr_2^{57}FeH_{2,7-x}$  получали в результате переплавки чистых металлов, взятых в соответствующих количествах, и последующего гидрирования при температуре 623-273 К и давлении  $\approx 1$  ат. Количество водорода определяли методом вакуумной термоэкстракции. Структурный состав исходных, окисленных в термических и радиационно-термических условиях гидридов исследовали методом рентгенофазового анализа (РФА) на спектрометре D-500 "SIEMENS" и мессбауэровской спектроскопии. Компьютерная обработка спектров осуществлялась по алгоритму, предложенному в [4, 5].

Относительное накопление фаз определялось по изменению площади пика  $S$  линии резонансного поглощения Fe,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  или  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  ( $S_{\text{Fe}}$ ,  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  и  $S_{\text{Fe}_3\text{O}_4}$  соответственно) на нормированных спектрах.

Окисление порошкообразных и монокристаллических образцов проводилось на воздухе при температурах 523-623 К в течение 0,25-8,0 ч. Образцы облучались электронным пучком с энергией 1,2-1,6 МэВ в течение 0,1-1,0 ч. Пучок ускоренных электронов был получен на ускорителе ЭЛВ-2 производства ИЯФ СО РАН.

### Структура объема и поверхности гидрида на основе сплава $\text{Zr}_2\text{Fe}$

Фазовый состав и структура поверхности гидридов зависит от состояния поверхности исходного гидрида сплава  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7}$  (рис. 1, спектр 1) и условий окисления под действием пучка ускоренных электронов и традиционной термообработки. На спектре исходного гидрида присутствуют линии резонансного поглощения, соответствующие структуре сплава  $\text{ZrFe}_2$  и гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  [6]. Анализ рентгенограмм также подтверждает наличие в образцах гидрированного сплава соединения  $\text{ZrFe}_2$ , гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_x$ , а также свидетельствует о присутствии фазы гидрида  $\text{ZrH}_{2-x}$ .

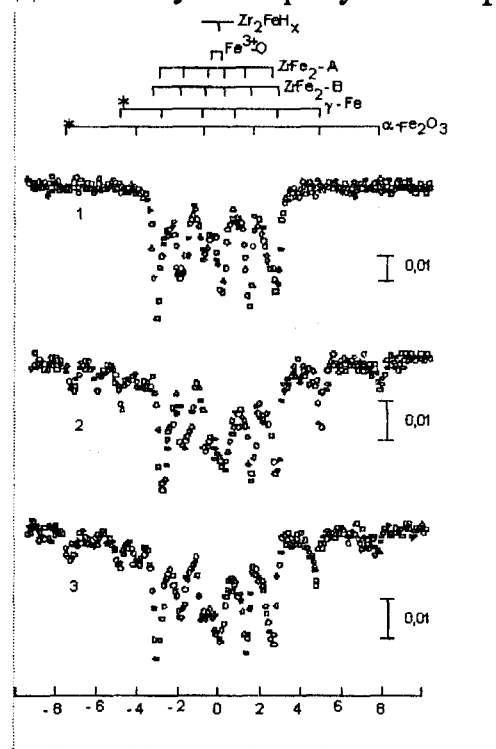


Рис.1. Мессбауэровские спектры гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$ : 1 – исходный образец; 2 – окисленный в термических условиях 8 ч; 3 – окисленный в пучке ускоренных электронов с энергией 1,2 МэВ 40 мин. Температура 623 К.

Данные о кристаллической структуре гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_x$  отсутствуют. В работе [6] указывается на то, что предыстория образцов, а именно температура получения гидрида и давление водорода в процессе гидрирования сплава существенно влияют на структуру и фазовый состав образующегося гидрида. Рентгенограммы образцов, поглощающих водород при температурах выше 673 К, показывают присутствие двух фаз:  $\text{ZrFe}_2$  и  $\text{ZrH}_2$ , что подтверждает результаты, полученные с помощью мессбауэровской спектро-

скопии [7]. На рентгенограммах гидрида  $ZrFe_2$ , полученного в температурном интервале 300-673 К, обнаружено большое количество отражений соизмеримых интенсивностей, говорящих о низкой симметрии кристаллов.

Экспериментальный набор дифракционных отражений показывает присутствие в образце соединения  $ZrFe_2$  ( $d=0,2505$ ;  $0,2137$ ;  $0,2045$  нм). По данным ASTM №18-669 для  $ZrFe_2$ , имеющего кубическую гранецентрированную структуру с  $a = 0,707$  нм, характерны отражения с  $d = 0,249$  нм ( $I=45\%$ ),  $0,213$  (100),  $0,203$  (30). Отличие экспериментальных данных от ASTM связано, по-видимому, с нестехиометрическим содержанием циркония в сплаве. На рентгенограммах присутствуют отражения, соответствующие тетрагональному  $ZrH_2$  с  $d = 0,2755$ ;  $0,2486$ ;  $0,2225$  нм (ASTM, №20-1465,  $\epsilon$ - $ZrH_2$ :  $d=0,2757$  (100),  $0,2486$  (30),  $0,2228$  (16)). Аномально большое значение интенсивности линии  $d= 0,2755$  нм и присутствие слабых рефлексов  $d = 0,2698$ ;  $0,2417$ ;  $0,160$  нм позволяет предположить, что образец содержит незначительное количество  $Zr_2FeH_x$  с  $d = 0,276$  (60);  $0,270$  (100);  $0,240$  (40);  $0,160$  (40) [6]. Такой вывод подтверждается и данными мессбауэровской спектроскопии.

На рис. 1 приведены типичные спектры резонансного поглощения  $\gamma$ -квантов гидридом  $Zr_2FeH_{2,7-x}$ , окисленным в термических условиях 8 ч при температуре 623 К (спектр 2), облученного электронным пучком на воздухе в течение 40 мин при температуре 623 К (спектр 3).

На спектрах резонансного поглощения порошка гидрида  $Zr_2FeH_{2,7-x}$ , окисленного в термических условиях (спектр 2 на рис.1) и в условиях радиационно-термического облучения (спектр 3 на рис.1), присутствуют линии, соответствующие Fe,  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ . Образование этих фаз не обнаружено на рентгенограммах соответствующих образцов, что свидетельствует об изменениях структуры, затрагивающих лишь тонкие поверхностные слои частиц. Действительно, для  $ZrNi$ ,  $ZrCo$  и других сплавов на основе Zr окисление в аналогичных условиях приводило к фазовым изменениям на глубине до  $10^2$  нм [10]. Химическая обработка поверхности гидрида  $Zr_2FeH_{2,7-x}$  после облучения пучком и термического окисления раствором 0,1 н  $HNO_3$  приводило к исчезновению на мессбауэровских спектрах линий Fe, оксидов  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ . Фаза исходного соединения в объеме частиц сохранялась.

Информацию, характеризующую только поверхностный слой исследуемых образцов, позволяет получить мессбауэровская спектроскопия конверсионных электронов [9,11]. Эффективная глубина выхода электронов конверсии в таких случаях составляет 100 нм. На спектре конверсионных электронов гидрида  $Zr_2FeH_{2,7-x}$ , обогащенного изотопом  $^{57}Fe$  до 95 мас.%, присутствуют только линии, соответствующие структуре  $ZrFe_2$ , хотя по данным РФА в дифракционных рентгеновских спектрах того же образца кроме линий  $ZrFe_2$  присутствуют линии гидрида  $ZrH_{2-x}$  нестехиометрического состава. Это дает основание предположить, что в приповерхностных слоях окисленного гидрида  $Zr_2FeH_{2,7-x}$  присутствует только фаза  $ZrFe_2$  и, возможно,  $ZrH_{2-x}$ . В объеме образца сохраняется фаза исходного.

## Образование фазы железа

### в приповерхностном слое гидрида $Zr_2FeH_{2,7}$

Процессы формирования тонких поверхностных слоев при окислительной сегрегации металлического железа в железосодержащих сплавах представляют особый интерес. Для наблюдения процессов окислительной сегрегации Fe порошки  $Zr_2FeH_{2,7}$  окисляли на воздухе до появления на мессбауэровских спектрах линий поглощения фазы Fe. Параллельно следили за появлением линий поглощения фаз  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ .

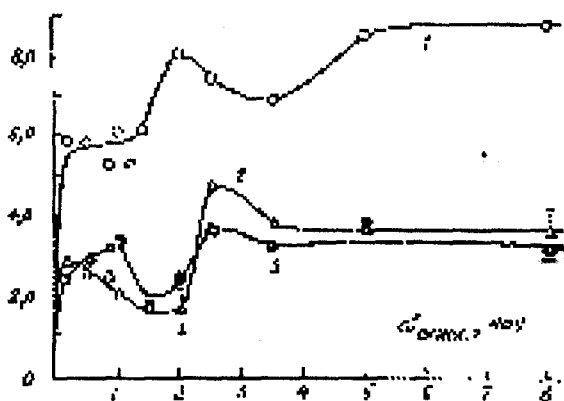


Рис. 2. Динамика накопления железа в приповерхностном слое гидрида  $Zr_2FeH_x$  обработанного в термических условиях: 1-623 К, 2-573 К, 3-523 К.

В качестве измеряемой величины выбирали площадь  $S$  одного хорошо разрешенного пика сверхтонкой структуры интересующей фазы (на рис.1 обозначено знаком \*). Площадь пика рассчитывали по нормированным спектрам (обозначено  $S_{Fe}$ ,  $S_{Fe_2O_3}$  и  $S_{Fe_3O_4}$  соответственно для фаз Fe,  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ ). При выполнении количественных относительных оценок сделано допущение пропорциональности величины  $S$  общей массе фазы. На рис. 2 представлены результаты измерения  $S_{Fe}$  для  $Zr_2FeH_{2,7-x}$ , окисленного в термических условиях. Кривые зависимости  $S_{Fe}$  от времени окисления, характеризующие накопление фазы Fe в приповерхностном слое гидрида, имеют сложный, меняющийся характер. Неравномерный ход кривых отмечен как для температур окисления, равных 573 и 523 К (рис. 2 кривые 2 и 3 соответственно), так и для более высоких температур. Нестационарный характер формирования поверхности, приводящий к образованию железа в приповерхностном слое в первые 2-3 ч окисления, по-видимому, обусловлен конкурирующими процессами сегрегации и окисления железа. Особенно это заметно в течение 2,0-2,5 ч окисления. Нестационарный характер протекания окислительной сегрегации существенно затрудняет определение эффективной энергии активации накопления железа  $E_a(Fe)$  в приповерхностном слое. Привести такую оценку возможно после завершения формирования фаз оксидов, когда их состояние в приповерхностном слое стабилизируется, т.е. для времени окисления  $\tau$  более 2,5 ч. При оценке зависимость площади пика от времени окисления аппроксимировалась в виде  $S_{Fe} \approx \tau^{0,5}$ . Расчет показал, что эффективная энергия активации сегрегации Fe

в интервале 523-573 К равна  $19,7 \pm 2,1$  кДж/моль, а в интервале 573-623 К  $E_a(\text{Fe})$  возрастает до  $75,2 \pm 4,2$  кДж/моль. Эта зависимость вполне объяснима [12]. Значение энергии активации формирования поверхностного слоя в определенных условиях зависит от его толщины. Образующийся при повышенных температурах (573-623 К) более толстый слой оксида приводит к появлению дополнительных энергетических барьеров, препятствующих росту кристаллов железа. Полученное значение  $E_a(\text{Fe}) = 75,2 \pm 4,2$  кДж/моль для гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  в пределах допустимой погрешности совпадает со значением эффективной энергии активации сегрегации железа в приповерхностном слое для интерметаллического соединения  $\text{ZrFe}_2$   $E_a(\text{Fe}) = 74,0 \pm 5,9$  кДж/моль.

Для снижения диффузионных препятствий при формировании слоя железа осуществлено окисление гидрида в пучке ускоренных электронов с энергией 1,2-1,6 МэВ. Ожидалось, что образование большого числа дефектов при термализации электронов может привести к снижению коэффициентов диффузии атомов и увеличить скорость формирования поверхности. Окисление гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  при облучении электронным пучком проводилось при тех же температурах, что и в термических условиях. На рис. 3 приведена зависимость  $S_{\text{Fe}}$  от времени облучения для трех температур.

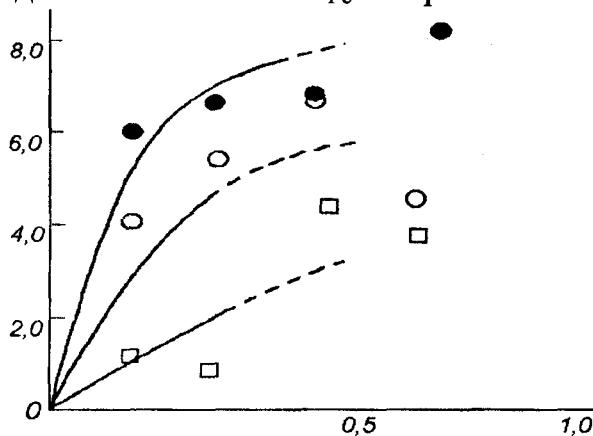


Рис. 3. Динамика накопления железа в приповерхностном слое гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$ , под воздействием пучка ускоренных электронов: 1 – 623; 2 – 573; 3 – 523 К.

Действительно, сравнение с данными термического окисления (рис.2) показывает, что воздействие электронного пучка при окислении гидрида на воздухе существенно ускоряет процесс формирования приповерхностной структуры, обогащенной железом. Для температур 523-623 К количество железа в приповерхностном слое за 40 мин облучения достигает той же величины, что и в термических условиях за 8 ч окисления. Скорость сегрегации Fe в пучке ускоренных электронов на порядок выше, чем при термическом окислении. Аналогично термическому, на кривых  $S_{\text{Fe}}$  (рис. 3) через 20 мин радиационно-термического окисления, относительное содержание железа достигает насыщения. Наличие некоторой массы Fe, способной накапливаться в приповерхностном слое без последующего образования оксидов, наблюдалось в образцах, окисленных в течение 36 ч. В общем случае максимальная масса накопленного железа в образцах гидрида после длительного термического и радиационно-термического окисления приблизительно равна, т.е. сохраняется равенство  $S_{\text{Fe}}^{\text{max}}(\text{терм.}) = S_{\text{Fe}}^{\text{max}}(\text{рад.})$ . Таким обра-

зом, сохраняется постоянное количество фазы железа в приповерхностном слое вне зависимости от толщины оксидного слоя. Энергия активации  $E_a(\text{Fe})_{\text{рад.}}$  для процесса накопления железа при радиационно-термическом окислении гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  несколько меньше величины  $E_a(\text{Fe})_{\text{терм.}}$ . Так для интервала 523- 573 К  $E_a(\text{Fe})_{\text{рад.}} = 54,3 \pm 21$  кДж/моль, а для 573-623 К  $E_a(\text{Fe})_{\text{рад.}} = 37,6 \pm 16,7$  кДж/моль.

Снижение величины энергии активации  $E_a(\text{Fe})_{\text{рад.}}$ , возможно, связано с постоянной генерацией электронным пучком структурных дефектов, облегчающих формирование зародышей фазы железа.

Параллельно с наблюдением сегрегации железа в приповерхностном слое гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  проводилась оценка формирования фазы оксида  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (рис.4.). Для всех изученных систем образование  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  в начальный период времени (до 1,5-2 ч) носит нестационарный характер. Динамика образования этого оксида довольно сложна: для всех температур отмечено увеличение до некоторого значения величины  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  с последующим снижением и выходом на некоторый стационарный уровень. Увеличение температуры окисления приводит к сдвигу минимума  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  в область меньших времен. Сдвиг минимума  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  возможно объясняется разрушением, растрескиванием и отслоением пленки  $\text{ZrO}_{2-x}$ . Именно в это время формируется общая удельная поверхность окисленного гидрида, возрастающая от 0, 8-1,2 м<sup>2</sup>/г у исходного до 7-8 м<sup>2</sup>/г у окисленного образца.

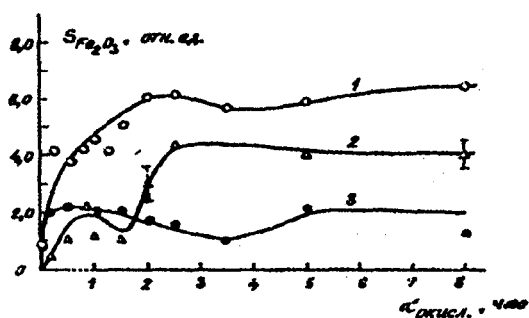


Рис.4. Динамика образования  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  в приповерхностном слое гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$ , окисленного в термических условиях. Температура: 1-623; 2- 573; 3-523 К.

Данные РФА также показывают, что термическое окисление образцов на воздухе при температуре 573-623 К и малых (менее 3 ч) временах обработки не вносят изменений в объемную структуру образцов. При длительном (более 3,5 ч) отжиге на рентгенограммах появляются линии (с интенсивностью 5-7%), характерные для моноклинного  $\text{ZrO}_2$ . При увеличении времени окисления их интенсивность возрастает и появляются другие линии отражения, характерные для  $\text{ZrO}_2$ .

На временных зависимостях облученных образцов также наблюдаются участки снижения  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  (рис.5.). Проведенные эксперименты с различными образцами сплавов  $\text{Zr}_2\text{Fe}$ ,  $\text{ZrFe}_2$  и гидридов  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  и  $\text{ZrFeH}_x$  для всех изученных систем показали частичное уменьшение величины  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  в процессе окисления (рис.6). Пока невозможно однозначно объяснить это явление, но, по-видимому, причиной некоторого снижения количества

$\text{Fe}_2\text{O}_3$  могут стать процессы межфазного перераспределения атомов кислорода и железа. В момент снижения  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  (уменьшается масса  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) отмечено снижение количества железа ( $S_{\text{Fe}}$ ) и появление некоторого количества оксида  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , затем убывающего (рис. 2 и 4). Возможно некоторое уменьшение  $S_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  может быть объяснено образованием фазы  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  с частичным переходом атомов из слоя железа в новую фазу. Также следует учитывать и возможность диффузии кислорода из фазы  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  в оксид  $\text{ZrO}_{2-x}$  и частичное выделение атомов железа, пополняющих появляющуюся фазу  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ .

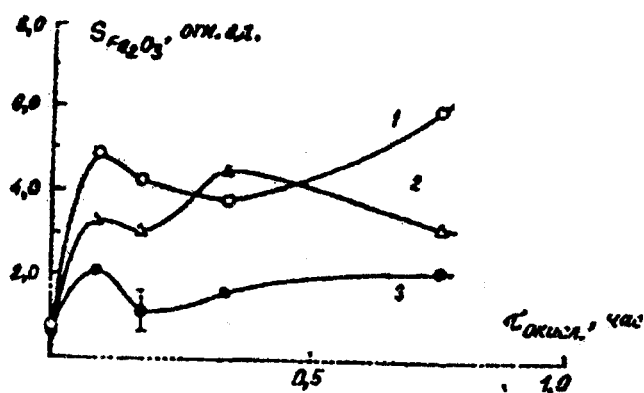


Рис. 5. Динамика образования  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  при окислении гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  в пучке ускоренных электронов с энергией 1,2 МэВ: 1 - 623; 2 - 573 К; 3 - 523 К.

Эти конкурирующие, параллельно идущие процессы совпадают по времени и температуре. К сожалению, по данным мессбауэровской спектроскопии невозможно оценить преимущество одного из них, поэтому механизм перераспределения атомов железа и кислорода между фазами оксидов различных типов остается открытым

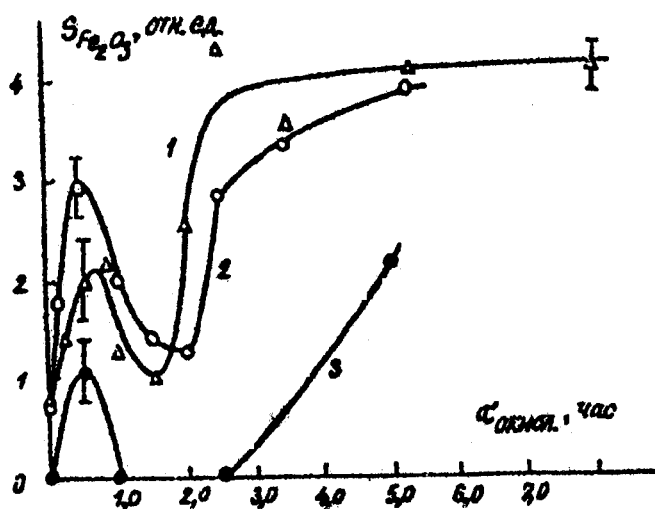


Рис. 6. Динамика образования  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  в приповерхностном слое сплавов и гидридов в термических условиях: 1 -  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$ , 2 -  $\text{ZrFe}_2$ , 3 -  $\text{ZrFeH}_x$ .

Таким образом, как при традиционном термическом окислении, так и при окислении в пучке ускоренных электронов с энергией 1,2 МэВ на воздухе для гидрида  $\text{Zr}_2\text{FeH}_{2,7-x}$  наблюдается образование сложной многослойной поверхностной структуры. Основными фазами, идентифицированными в слоях 10-1000 нм, являются  $\text{ZrO}_{2-x}$ , Fe,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и, частично,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . В процес-



се окисления наблюдается изменение соотношения масс фаз, связанное с фазовыми переходами в приповерхностном слое и, возможно, перераспределением атомов железа и кислорода между слоями. Для радиационно-термического окисления отмечено возрастание на порядок скорости формирования поверхностной структуры, обогащенной железом.

\* Авторы выражают глубокую признательность С.В.Пащенко за помощь во время экспериментов по облучению образцов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Фидлер Р. и др. // Поверхность. - 1984. - №7. - С.87.
2. Фидлер Р. и др. // Поверхность. - 1983. - №7. - С.111.
3. Хан Ашраф З. и др. // Поверхность. - 1985. - №1. - С.68.
4. Петрикин Ю.В., Алексеев В.Н., Бычков В.А. и др. // Заводская лаборатория. - 1983. - №11. - С.46.
5. Гитдовиц В.И., Голубев А.А. // Заводская лаборатория. - 1984. - №11. - С.46.
6. Aubertin F., Gonser U., Campbell S.J. // J.Phys.F.:Met. Phys. - 1984. - №14. P.2213.
7. Aubertin F., Gonser U., Campbell S.J. // J.Less-CommonMet. - 1984. - №101. P.437.
8. Барбаш О.М., Коваль Ю.Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов. - Киев: Наукова думка, 1986.
9. Бабилова Ю.Ф., Вакар О.М., Грузин Н.Л. и др. // Известия вузов, физика. - 1983. - №7. - С.10.
10. Нефедов В.И. и др. // Металлофизика. - 1982. - №4. №3. - С.57.
11. Адигамов Б.Я., Лунин В.В., Мирошниченко И.И. и др. // Докл. АН СССР. - 1992. - Т.327. - №4-6. - С.489.
12. Фидлер Р. и др. // Поверхность - 1985. - № 3. - С.141-145.
13. Marwick A.D., Piller R.C., Sivell P.M. // J. Nuclear Materials. 1979. №73, V.1. P.35.
14. Шалаев А.М. Радиационно-стимулированные процессы в металлах. - М.: Энергоатомиздат, 1988.

## К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ МЕТАЛЛОВ

**А. А. Пархоменко**

Энергия дефекта упаковки (ЭДУ) является важной характеристикой кристаллических материалов, оказывающей значительное влияние на его физические и механические свойства [1]. Так, релаксационные характеристики, дислокационная и дефектная структуры деформируемых кристаллов, процессы отжига, скорость ползучести, пластичность материалов в значительной степени определяются величиной ЭДУ [2]. Она также играет важную роль и в поведении материалов под облучением. Анализ показал [3],