

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.234'794'788:539.219.3

КИНЕТИКА ПОГЛОЩЕНИЯ ВОДОРОДА ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ
ДИФФУЗИОННЫМИ ФИЛЬТРАМИ-МЕМБРАНАМИ СИСТЕМЫ Pd–Y

© 2020 г. О. В. Акимова^{a, *}, А. А. Велигжанин^b, Р. Д. Светогоров^b, С. В. Горбунов^c,
Н. Р. Рошан^c, Г. С. Бурханов^c

^aМосковский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Ленинские горы, 1, стр. 2, Москва, 119991 Россия

^bНИИЦ “Курчатовский институт”, пл. Академика Курчатова, 1, Москва, 123182 Россия

^cФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Ленинский пр., 49, Москва, 119334 Россия

*e-mail: akimova@physics.msu.ru

Поступила в редакцию 08.07.2019 г.

После доработки 18.09.2019 г.

Принята к публикации 23.09.2019 г.

Металлические диффузионные фильтры-мембраны системы палладий–иттрий гидрированы из газовой среды и исследованы методами рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения. Проведено уточнение границ образования фаз, обогащенных водородом, в области критического для их возникновения содержания компонента легирования. Показано влияние исходного состояния сплава на условия возникновения гидридных фаз в системе. Определено содержание окклюдированного водорода в структуре мембран и связанные с ним дилатации решетки. Проведен расчет параметров субструктуры сплава.

Ключевые слова: рентгеновская дифракция, рентгеноструктурные исследования, синхротронное излучение, металлические диффузионные фильтры на основе палладия

DOI: 10.31857/S0015323020020023

ВВЕДЕНИЕ

Задача выявления механизмов влияния водорода на структурное состояние сплавов при гидрировании является фундаментальной проблемой физики конденсированной среды на протяжении многих лет [1–8]. Атомы водорода, занимая при внедрении междоузлия в структуре металлов и металлических сплавов, расширяют решетку металла-растворителя [1–4]. Возникающие поля деформаций и искажения инициируют фазовые превращения в структуре, что может приводить к существенному изменению ряда физических свойств [2]. Вариации последних, в свою очередь, влияют на стабильность характеристик мембранных сплавов в различных технологических процессах [9–11]. Возникновение фаз с различным содержанием водорода, так называемых областей ($\beta + \alpha$) [1–4], где β -фаза значительно обогащена водородом, а α -фаза – слабо обогащенный водородом твердый раствор [1–4], обуславливает особенно сильные деформации решетки гидрированных сплавов. Формированию таких областей сопутствуют фазовые превращения при ($\beta \leftrightarrow \alpha$) переходах [4, 7, 8], что дополнительно воздействует на решетку металла-растворителя водорода и усугубляет проблему стабильности ряда фи-

зических характеристик мембран. Поэтому важно знать концентрационные границы и условия возникновения областей ($\beta + \alpha$) [7, 8].

Цель настоящей работы состояла в (1) исследовании влияния различных режимов гидрирования диффузионных фильтров из сплава Pd–7 мас. % Y на их структурное состояние и (2) в уточнении границ растворимости водорода в сплавах системы Pd–Y при критическом количестве компонента легирования для возникновения β - и α -фаз [8].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И РАСЧЕТОВ

Диффузионные мембраны из сплава на основе палладия изучаемого состава зарекомендовали себя хорошими показателями прочности, водородопроницаемости и высокой степенью чистоты сепарированного из газовых смесей водорода при широких диапазонах рабочих температур [9, 11, 12].

Максимальная растворимость Y в Pd при температуре эвтектики (1200°C) составляет около 12 мас. % [13]. Удельная водородопроницаемость сплава состава Pd–7 мас. % Y при 500°C составля-

ет $5.2 \text{ м}^3 \text{ мм}/(\text{м}^2 \text{ ч МПа}^{0.5})$ [9]. Для изготовления сплава были использованы исходные металлы высокой чистоты: Pd чистотой 99.95 мас. % и Y двойной дистилляции 99.98 мас. %. Плавнение осуществляли в электродуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медном водоохлаждаемом поду в защитной атмосфере. Фольги-мембраны толщиной 50 мкм получены методом холодной прокатки на 4х-валковом прокатном стане с промежуточными вакуумными отжигами при температуре 900–950°C в течение 30–90 мин в зависимости от толщины заготовки. Методика изготовления мембран более подробно приведена в [14].

В работе изучали два типа диффузионных фильтров: первый – мембраны 1 и 2 после прокатки, жесткость сплава (H_x) 400 кг/мм² [11]; второй – мембраны 3 и 4 после дополнительного отжига при температуре 900°C в течение 90 мин, параметр жесткости сплава 200 кг/мм². Гидрирование мембран выполнено попарно, 1–3 и 2–4, в установке типа Сиверта при 300°C, давлении водорода 16 атм и в термогравитометре SETARAM при 450°C и давлении водорода 1 атм. Условия насыщения были выбраны таким образом, чтобы фигуративная точка системы при гидрировании могла бы обойти двухфазную область [7, 15]. Гидрирование в выбранных режимах представляло интерес с целью установления параметров воздействия водорода на кристаллическую решетку материала диффузионных мембран.

Рентгенографическое исследование структуры мембран выполнено на оборудовании станции “Белок” Курчатовского источника синхротронного излучения (СИ) [16]. На образцы направлялся пучок СИ-энергии 15.7 кэВ, монохроматизированный с помощью двухкристального кремниевого монохроматора до $\Delta E/E \sim 10^{-4}$, основное отражение от плоскостей типа {111}. При помощи изгиба второго кристалла-монохроматора пучок фокусировался до размера $400 \times 400 \text{ мкм}^2$. В процессе измерения образцы вращались вокруг горизонтальной оси перпендикулярно пучку СИ для усреднения по ориентациям кристаллитов. Дифракционная картина регистрировалась в геометрии Дебая–Шеррера. Для расширения углового диапазона регистрируемой дифракционной картины двухкоординатный детектор излучения МагССD165 помещался на расстоянии 80 мм от исследуемых образцов и был наклонен к падающему пучку СИ под углом 29.5°. Калибровка угловой шкалы и линейный коррекционный фактор контроля интенсивности используемого излучения определялись по измерениям стандарта LaB₆. Зависимости интенсивности дифрагированного пучка (I) от двойного угла дифракции (2θ) были получены по двумерным картинам дифракции с

использованием программного обеспечения “Dionis” [17].

Рентгеновские данные анализировали согласно кинематической теории дифракции [18]. Проведен анализ формы и углового положения (θ_{hkl}) дифракционных максимумов, их уширения (β_{hkl}) и интегральной интенсивности ($I_{\text{эсп. } hkl}$).

Аппроксимация [19] интерференционных отражений несколькими пиками трактовалась как гетерогенный фазовый состав областей когерентного рассеяния (ОКР) с индексами Миллера (hkl). Объемная доля (C_i) каждой фазы рассчитывалась согласно

$$C_i = \frac{A_i}{\sum_{i=1}^N A_i}, \quad (1)$$

где A_i – нормированная интегральная интенсивность дифракционного пика, соответствующего определенной фазе в образце; N – число аппроксимирующих дифракционных отражений пиков.

Средневзвешенное значение параметра решетки (a_0) находилось при использовании функции ($\text{tg}\theta$) в качестве весовой:

$$a_0 = \frac{\sum (a_{HKL} \text{tg}\theta_{HKL})}{\sum \text{tg}\theta_{HKL}}. \quad (2)$$

Изменение (a_0) в результате гидрирования является количественной характеристикой расширения решетки, производимого водородом.

По отношению этой величины к параметру элементарной ячейки матричной фазы мембран определялась дилатация решетки ($\delta_i = (\Delta a_0/a_{0\text{исх}})$). Все экспериментально установленные интенсивности дифракционных максимумов нормировались на теоретически рассчитанную величину (3) для получения значений приведенной (нормированной) интенсивности

$$I_{HLK} = n^2 f^2 K(\theta_{HKL}) e^{-2M_{HKL}} P_{hkl}, \quad (3)$$

где n – число элементарных ячеек в единице объема, f – атомный фактор, $e^{-2M_{HKL}}$ – температурный фактор, $K(\theta_{HKL})$ – поляризационный множитель, P_{hkl} – фактор повторяемости [18].

Эти нормированные величины интенсивности отражают (1) изменения отражающего объема (V_{ohkl}), (2) влияние экстинкции, (3) влияние дефектов первого рода (точечные дефекты, кластеры, микропоры, дислокационные петли небольшого размера) [20] на получаемую картину рассеяния рентгеновских лучей. Экстинкция ослабляет первые порядки отражений, дефекты первого рода – вторые.

Таблица 1. Параметры кристаллических решеток материала исследуемых мембран в исходном состоянии и в состоянии I

№ мембран	$a_{0\text{осн. фазы}}, \text{ \AA}$ исходное	$\delta, 10^{-3}$ исходное	$a_{0\text{осн. } \beta\text{-фазы}}$ (a_0 β дополнит.), \AA	$n_{H/M}$ осн. фаза ($n_{H/M}$ дополнит. фаза)	$\delta_{\beta}, 10^{-3}$	$a_{0\alpha\text{-фазы}}, \text{ \AA}$	$\delta_{\text{доп. фаз}}, 10^{-3}$	$\delta, 10^{-3}$ ($\beta + \alpha$)
1	3.9496 ± 0.0002	4.2	4.0203 ± 0.0001 (4.0536 ± 0.0012)	0.29 (0.43)	17.9 (26.3)		8.3	
2		6.5	3.9516 ± 0.0002	0.25		3.8957 ± 0.0002	13.6	14.1
3	3.9536 ± 0.0007	2.2	4.0046 ± 0.0001 (3.9702 ± 0.0015)	0.22 (0.13)	12.8	3.9141 ± 0.0016	10.4	22.5
4		3.5	3.9587 ± 0.0001	0.21		3.9007 ± 0.0011	13.4	14.5

Концентрация одиночных вакансий в фазах оценивалась согласно [1]:

$$n_{hkl} = \frac{3\Delta a_{hkl}}{a_{hkl} \times 0.22}, \quad (4)$$

Δa_{hk} – изменение периода решетки за счет изменения количества вакансий; 0.22 – величина относительного изменения объема ячейки при образовании одной вакансии; a_{hkl} – параметры фаз, определяемые по угловым положениям интерференционных максимумов. Оценка содержания легирующего компонента выполнена согласно правилу Вегарда [13].

Содержание водорода в решетке учитывалось по изменению параметра последней вследствие ее расширения:

$$n_{H/M} = \Delta a_{hkl} \times 4.22, \quad (5)$$

где 4.22 – коэффициент линейной зависимости между изменением параметра элементарной ячейки гидрированного сплава и содержанием водорода в кристаллической решетке [1]. Микродеформации в кристаллитах и эффективные размеры ОКР(hkl) определены при анализе дифракционного размытия отражений [18].

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В ходе рентгеновских исследований диффузионных фильтров индцирована гранцентрированная (ГЦК) элементарная ячейка кристаллической решетки сплава Pd–7 мас. % Y как до гидрирования [21], так и после него. На рис. 1 показаны дифрактограммы в угловой области 17° – 43° . Для мембран 1 и 3 приведены состояния I и II, соответствующие релаксации в течение 24 и 2000 ч (рис. 1а, 1в). Для мембран 2 и 4 время релаксации после гидрирования составило 2000 и 4000 ч – состояния I и II соответственно (рис. 1б, 1г). Релаксация мембран проходила при комнатной температуре и атмосферном давлении.

В мембране 1 при идентичных условиях одно-временного гидрирования с мембраной 3 образо-

валась исключительно β -фаза. Определено наличие (рис. 1а) в гидрированном сплаве основной фазы с параметром решетки $4.0203 \pm 0.0001 \text{ \AA}$, ей соответствуют интенсивные составляющие отражений, и дополнительной фазы с максимальной долей 9 об. % для ОКР(331), с параметром $4.0536 \pm 0.0012 \text{ \AA}$. Основная и дополнительная фазы обогащены водородом до 0.29 и 0.43 соответственно. Дилатация решетки при формировании гидридных фаз составила 17.9×10^{-3} и 26.3×10^{-3} , соответственно (табл. 1).

В мембранах 2, 3, 4 абсорбция водорода сплавом привела к образованию гидридных фаз β и α (рис. 1б, 1в, 1г). Полученный результат уточняет верхнюю границу формирования двухфазных областей в системе Pd–Y–H [8] до 9 ат. % иттрия.

Для исходного состояния фольг было характерно наличие, наряду с основной фазой, двух дополнительных фаз, обедненных иттрием [21]. В мембранах 2, 3, 4 максимумы, соответствующие подобным фазам, определены внутри дифракционных пиков отражений основной β -фазы фольг (рис. 1). Такое их положение выявляет возможное аналогичное основной фазе обогащение водородом с несколько более низким его количеством в этих фазах либо более высокой концентрацией вакансий (табл. 1). Для α -фазы пики, соответствующие дополнительным фазам неразличимы, возможно, ввиду сравнительно низкой интенсивности отвечающих α -фазе дифракционных максимумов.

В процессе релаксации мембран на дифрактограммах наблюдается смещение пиков, отвечающих β - и α -фазам (рис. 1). Такие изменения взаимного расположения дифракционных максимумов могут отражать равновероятно как раздельное, так и комбинированное влияние изменений распределения (1) водорода в решетке сплава; (2) вакансий; (3) атомов металлов [1, 3, 5]. Более всего такое смещение дифракционных пиков, по сравнению с дифрактограммами для остальных фильтров, выражено для мембраны 3 (рис. 1).

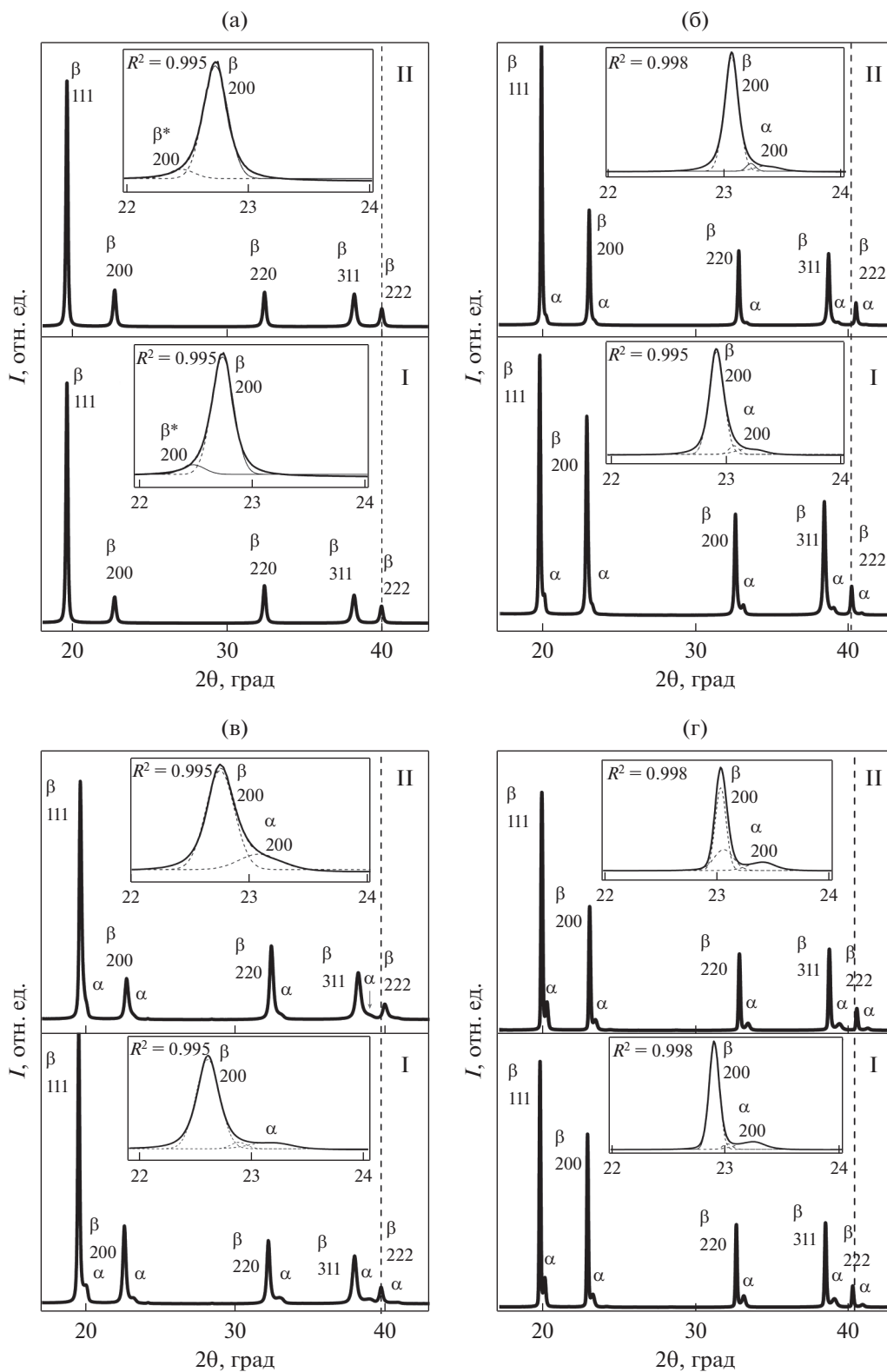


Рис. 1. Дифрактограммы, снятые с диффузионных фильтров: а – мембрана 1; б – мембрана 2; в – мембрана 3; г – мембрана 4. Цифры I и II обозначают разное время релаксации: I – 24 ч для мембран 1, 3 и 2000 ч для мембран 2, 4; II – 2000 ч для мембран 1, 3 и 4000 ч для мембран 2, 4.

Таблица 2. Объемная доля β -фазы в мембранах 1–4

<i>hkl</i>	C_{β} , % состояние I		C_{β} , % состояние II		C_{β} , % состояние I		C_{β} , % состояние II	
	1	2	1	2	3	4	3	4
100	100 (95 + 5)	91	100 (94 + 6)	90	90	96	95	95
110	100 (92 + 8)	94	100 (95 + 5)	94	86	91	88	90
111	100 (94 + 6)	94	100 (93 + 7)	94	97	99	82	98
311	100 (95 + 5)	94	100 (92 + 8)	94	91	94	81	94

Выявленные различия в объемных долях β - и α -фаз в мембранах указывают на существенное влияние исходного состояния [21] сплава на процессы распределения абсорбированного водорода в структуре.

Параметры β - и α -фаз для состояния I мембран и соответствующие параметры дилатации решетки в результате абсорбции водорода приведены в табл. 1.

Возрастание дилатации решетки, особенно значительное в результате формирования областей ($\beta + \alpha$), выявляет возросшие поля деформационных напряжений в структуре мембран. Для мембраны 3, прошедшей после гидрирования меньший временной период релаксации по сравнению с мембранами 2 и 4, минимальное увеличение дилатации решетки возросло в 6 раз по сравнению с негидрированным состоянием (табл. 1).

Параметры решетки β -фазы для основной фазы в мембранах 2, 3, 4 равны, соответственно, $3.9516 \pm 0.0002 \text{ \AA}$; $4.0046 \pm 0.0001 \text{ \AA}$; $3.9587 \pm 0.0001 \text{ \AA}$. Их значения, как и параметры решетки α -фазы: $3.8957 \pm 0.0002 \text{ \AA}$; $3.9141 \pm 0.0016 \text{ \AA}$; $3.9007 \pm 0.0011 \text{ \AA}$; соответственно, показывают весомый вклад вакансий.

В результате влияния вакансий, поступивших в сплав при гидрировании и дополнительно индуцированных при $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращениях [5], параметры α -фазы в мембранах меньше параметра матричной фазы до гидрирования (табл. 1). Значительное насыщение сплава вакансиями в процессе гидрирования [1, 22] при совместном влиянии иттрия и водорода на величину параметра решетки создает определенные трудности проведения даже приблизительной оценки содержания вакансий в сплаве после гидрирования. Если предположить насыщение α фазы вакансиями при средней концентрации водорода 0.02 в основной фазе [1, 8], то ожидаемые параметры ячеек α -фаз составят $3.9543 \pm 0.0006 \text{ \AA}$; $3.9583 \pm 0.0002 \text{ \AA}$; $3.95873 \pm$

$\pm 0.0016 \text{ \AA}$ при концентрации вакансий 0.20, 0.15, 0.20 соответственно. Но и в этом случае получаем заниженное значение параметра решетки, свидетельствующее о более весомом влиянии одиночных вакансий либо вакансионных кластеров [20]. С учетом влияния вакансий наполнение водородом β -фаз в мембранах 2 и 4 составит 0.25 и 0.21.

Сравнение дифрактограмм состояний I и II, показало, что для мембраны 1 обе фазы остаются в процессе релаксации β -гидридами, удерживая водород. Для ОКР(100), ОКР(111) и ОКР(311) наблюдается увеличение объемной доли дополнительной фазы, обогащенной водородом (табл. 2). Такой результат может свидетельствовать о поступлении водорода из межкристаллитного пространства и границ зерен, либо из основной фазы. Возможно и совместное наличие этих источников поступления водорода в области увеличения параметра решетки, что определяет эффект Горского, а именно диффузию в поле механических напряжений и деформаций кристаллической решетки [23].

Для мембран 2, 3 и 4 наблюдается (табл. 2) изменение содержания β -фазы в процессе релаксации сплава. Об уменьшении окклюдированного водорода в структуре свидетельствует не только уменьшение объемной доли β -фазы в сплаве (табл. 2), но и небольшой сдвиг максимумов, соответствующих β - и α -фазам в сторону увеличения угла дифракции (рис. 1б–1г), что является следствием уменьшения параметра элементарной ячейки сплава при уходе водорода из кристаллитов.

Релаксационные процессы в мембранах, несмотря на различия в скорости их протекания, имеют общую черту, что согласуется и с результатами работы [22]: скорость миграции межфазной границы $\beta \rightarrow \alpha$ -перехода определяется ориентировкой ОКР(*hkl*) и выше в ОКР(100). Анализ дифракционного размытия структурных отражений показал, что для β - и α -фаз ОКР(100) и ОКР(111) в мембранах 2, 3, 4 на уширение дифракционных

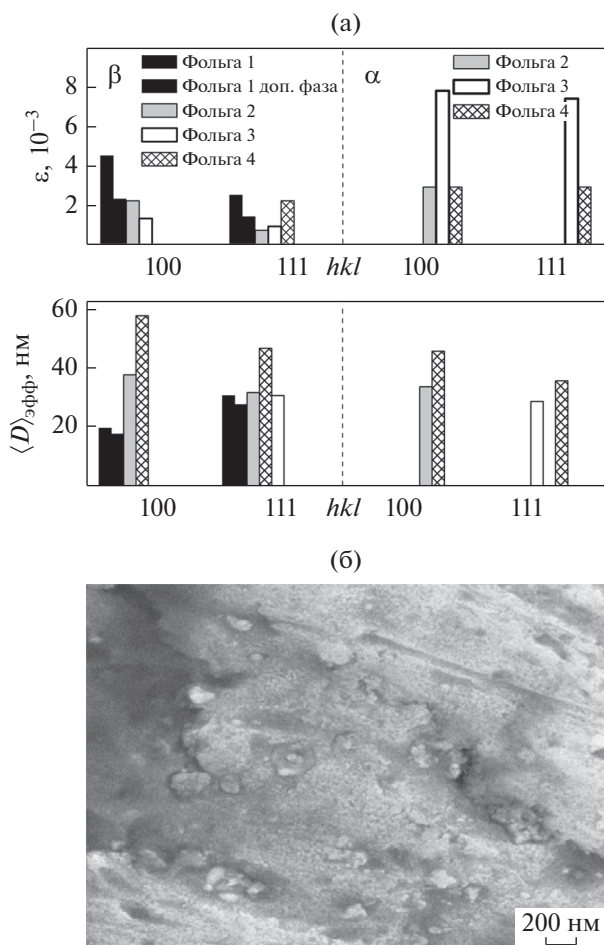


Рис. 2. Микродеформации $\epsilon(hkl)$ и эффективные размеры ОКР(100); ОКР(111) в мембранах, состояние I (а); микрофотография поверхности мембраны 3 (б).

максимумов оказывают комбинированное влияние как микродеформации, так и дисперсность структуры. Результаты расчетов эффективных размеров кристаллитов и микродеформаций по методу Вильямсона-Холла [18] для состояния I показаны на рис. 2а. Отмеченное в исходном состоянии мембран [21] превышение величин микродеформаций в ОКР(100) по сравнению с микродеформациями в ОКР(111) сохранилось после

Таблица 3. Отношения нормированных интенсивностей отражений от ОКР(100) и ОКР(111)

Интенсивности	Мембрана			
	1 β	2 $\beta//\alpha$	3 $\beta//\alpha$	4 $\beta//\alpha$
I_{111}/I_{222}	3.3	3.0//16.0	4.5//18.6	6.2//5.4
I_{200}/I_{400}	3.2	2.7//13.5	3.2//3.3	2.9//2.6
I_{222}/I_{400}	2.9	0.7//0.3	1.1//0.3	0.4//1.5

гидрирования в β -фазе в мембранах 1, 2 и 3. Для α -фазы выявлен рост микродеформаций в сравнении с исходным состоянием более чем в 3 раза.

На рис. 2б показано изображение поверхности фольги 3, полученное на растровом электронном микроскопе (ускоряющее напряжение 10 кВ). Контраст на рис. 2б выявляет деформированные области, возникшие в результате $\beta \rightarrow \alpha$ -перехода. Видна и нанодисперсность структуры, подтверждающая показанные на рис. 2а. результаты оценки $\langle D_{hkl} \rangle$.

Отношения нормированных интенсивностей для двух порядков отражений ОКР(100) и ОКР(111) показали усиление влияния дефектов первого рода в этих ОКР и степеней текстурированности мембраны 1 по [111] (табл. 3) по сравнению с ее состоянием до гидрирования [21].

В мембранах 2, 3, 4 влияние дефектов первого рода возросло сильнее в α -фазе по сравнению с β -фазой, что находится в соответствии с литературными данными [1, 15].

Небольшая текстурированность мембран по [111], характерная для состояния сплава перед гидрированием [21], ослаблена, либо ее проявление нивелируется усилением роли дефектов первого рода [20]. Выявлен предпочтительный разворот кристаллитов по [100], более выраженный для α -фазы (табл. 3).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показаны различия кинетики распределения абсорбированного водорода в структуре диффузионных фильтров на основе палладия в зависимости от их исходного состояния.

Новые экспериментальные результаты уточняют верхнюю границу возникновения двухфазных областей в системе Pd–Y–H до 9 ат. % иттрия и определяют величину деформационных напряжений в фильтрах при гидрировании.

Установлена ориентационная зависимость скорости движения межфазной границы при $\beta \rightarrow \alpha$ -переходах в процессе релаксации сплава после гидрирования. Показано, что более интенсивные преобразования богатой водородом β -фазы происходят в кристаллографическом направлении [100].

Измерения рентгеновской дифракции проведены с использованием уникальной научной установки Курчатовский источник синхротронного излучения в НИЦ “Курчатовский институт” при частичной поддержке Министерства образования и науки РФ ФЦП “Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 гг.” по соглашению № 14.619.21.0007, проект RFMEFI61917X0007.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алефельд Г., Фелькл И. Водород в металлах. М.: Мир. 1981. 430 с.
2. Гельд П.В., Рябов Р.А., Мохрачева Л.П. Водород и физические свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1985. 232 с.
3. Олемской А.И., Кацнельсон А.А. Синергетика конденсированной среды. М.: Едиториал УРСС, 2003. 336 с.
4. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П. Особенности α - β превращения в системе Pd–In–Ru–H // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2014. № 1. С. 1–6.
5. Ревкевич Г.П., Олемской А.И., Князева М.А., Кацнельсон А.А. Физические факторы кинетики $\alpha \rightarrow \beta$ превращения в системе палладий–водород // Вест. Моск. Ун-та. Сер. 3. 1992. Т. 33. № 2. С. 74–79.
6. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Щетинин И.В. Роль вакансий при релаксации фольги сплава Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru после десорбции водорода // ФММ. 2016. Т. 117. № 2. С. 1–5.
7. Jamieson H.C., Weatherly G.C., Manchester F.D. The $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation in palladium-hydrogen alloys // J. Less-Common Metals. 1976. V. 50. P. 85–102.
8. Sakamoto Y., Yuwasa K., Hirayama K. X-ray investigation of the absorption of hydrogen by several palladium and nickel solid solution alloys // J. Less-Common Metals. 1982. V. 88. № 1. P. 115–124.
9. Burkhanov G.S., Gorina N.B., Kolchugina N.B., Roshan N.R. Palladium – Based Alloy Membranes for Separation of High Purity Hydrogen from Hydrogen – Containing Gas Mixtures // Platinum Metals Rev. 2011. V. 55. № 1. P. 3–12.
10. Stiller C., Schmidt P., Michalski J. Storage of Renewable Electricity through Hydrogen Production / World Renewable Energy Congress -2011. Linköping University Electronic Press. V. 15. P. 4202–4208.
11. Бурханов Г.С., Горина Н.Б., Кольчугина Н.Б., Рошан Н.Р. Сплавы палладия для водородной энергетики. // Журн. Российского хим. об-ва им. Д.И. Менделеева. 2006. Т. L. № 4. С. 36–40.
12. Al-Mufachi N.A., Rees N.V., Steinberger-Wilkens R. Hydrogen selective membranes: A review of palladium-based dense metal membranes // Renew. Sust. Energy Reviews. 2015. V. 47. P. 540–551.
13. Вол А.Е., Каган И.К. Структура и свойства двойных металлических систем. М.: Наука. 1976. Т. 3. С. 743–745.
14. Mikhailenko I.I., Gorbunov S.V., Roshan N.R., Chistov E.M., Burkhanov G.S. // J. Phys. Conf. Series 1134. 2018. 012040. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1134/1/012040>
15. Flanagan Ted B., Oates W.A. The Palladium-Hydrogen System // Annu. Rev. Mater. Sci. 1991. V. 21. P. 269–304.
16. Lazarenko V.A., Dorovatovskii P.V., Zubavichus Y.V., Burlov A.S., Koshchienko Y.V., Vlasenko V.G., Khrustalev V.N. High-Throughput Small-Molecule Crystallography at the ‘Belok’ Beamline of the Kurchatov Synchrotron Radiation Source: Transition Metal Complexes with Azomethine Ligands as a Case Study // Crystals. 2017. V. 7. № 11. P. 325.
17. Светогоров Р.Д. “Dionis – Diffraction Open Integration Software”, свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2018660965.
18. Иверонова В.И., Ревкевич Г.П. Теория рассеяния рентгеновских лучей. М.: МГУ, 1978. 278 с.
19. Wojdyr M. Fityk: a general-purpose peak fitting program // J. Appl. Cryst. 2010. V. 43. P. 1126–1128.
20. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. Киев: Наукова думка, 1983. 407 с.
21. Акимова О.В., Велигжанин А.А. Влияние отжига на структурное состояние металлических диффузионных фильтров-мембран на основе палладия // ФММ. 2019. Т. 120. № 8. С. 1050–1057. <https://doi.org/10.1134/S0015323019080023>
22. Fukada Y., Hioki T., Motohiro T. Multiple phase separation of super-abundant-vacancies in Pd hydrides by all solid-state electrolysis in moderate temperatures around 300°C // J. Alloys Compounds. 2016. V. 688. P. 404–412.
23. Gorsky W.S. Theorie der elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen (elastische Nachwirkung zweiter Art) // Phys. Zeitsch. Sow. 1935. V. 8. P. 457–471.