

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 538.91:548.734

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ
СИСТЕМЫ Pd–In–Ru–H

© 2021 г. О. В. Акимова^{а, *}, Р. Д. Светогоров^б

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

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

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

Поступила в редакцию 09.09.2020 г.

После доработки 02.12.2020 г.

Принята к публикации 16.12.2020 г.

Методами рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения и сканирующей электронной микроскопии выполнено комплексное исследование структурно-фазового состояния гидрированного мембранного сплава на основе палладия. Рассмотрены флуктуации фазового состава после внедрения водорода в металлическую систему. В сплаве выявлены области гидридной (β)-фазы и разбавленного твердого раствора водорода (α -фазы). Определены процессы, реализующиеся в кристаллической решетке в течение $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений. Проведен анализ развития дефектов и изменений среднеквадратичного смещения атомов сплава в результате взаимодействия материала с окклюдируемым водородом.

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

DOI: 10.31857/S0015323021040021

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе палладия обладают уникальной способностью избирательно сепарировать водород из водородсодержащих газовых смесей [1–5], что, с одной стороны, обусловило их востребованность при получении водорода высокой степени чистоты диффузионными способами, а с другой актуализировало выявление закономерностей модификации структурного состояния мембранных сплавов при обратимом водородном легировании [4, 5].

Известно, что при гидрировании в кристаллической решетке металлов и сплавов могут возникнуть две модификации внедрения водорода: богатая водородом β -фаза и α -разбавленный твердый раствор водорода [3–5]. Размерное несоответствие параметров элементарных ячеек этих фаз, так называемый зазор несмешиваемости [4, 5], порождает при гидрировании металлических систем огромное множество дефектов первого рода (вакансии, кластеры, дислокационные петли малого радиуса [6–8]) и массив геометрически неоднородных в системе дислокаций [7, 9]. Различное химическое сродство палладия и атомов легирования к водороду инициирует сложные диффузионные процессы и развитие иерархических подсистем дефектов [10]. Настоящая работа, являясь

продолжением изучения фазовых превращений в гидрированном из газовой среды мембранном сплаве Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru [11], имеет целью рассмотрение $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений в кристаллической решетке и получение новых данных о последствиях внедрения в нее водорода. Подобные экспериментальные сведения необходимы для разработки методов изменения структурочувствительных свойств металлических сплавов в результате обратимого внедрения водорода в кристаллическую решетку.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И РАСЧЕТОВ

Мембранный сплав Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru, с высокими показателями по водородопроницаемости и пластичности, разработан научно-исследовательской группой Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской Академии Наук (ИМЕТ РАН). Для исследований образцы подготовлены из фольги сплава толщиной 50 мкм, которая и являлась мембранным фильтром [1].

Входящие в сплав металлы имеют следующие характеристики: Pd – температура плавления 1554°C, гранцентрированная кубическая (ГЦК)

элементарная ячейка; In – температура плавления 156.7°C, гранецентрированная тетрагональная (ГЦТ) элементарная ячейка; Ru – температура плавления 2334°C, гексагональная плотноупакованная (ГПУ) элементарная ячейка.

Фазовая диаграмма для системы Pd–In–Ru в литературе не найдена. Ввиду небольшого различия атомных радиусов рутения и палладия, около 2%, одинаковой электроотрицательности и учитывая малое содержание рутения в сплаве, в статье рассмотрено исключительно влияние индия на параметры элементарной ячейки сплава. Размерное несоответствие атомов палладия и индия около 14.6% [12]. Согласно фазовой диаграмме Pd–In [12], сплав Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru, выполненный из материалов высокой степени чистоты [1], при комнатной температуре соответствует однофазной области твердого раствора.

Для оценки содержания легирующего компонента из анализа рентгеновских данных использовали зависимость Вегарда для соединения Pd–In [12].

Первое гидрирование сплав прошел при определении показателя водородопроницаемости в ИМЕТ РАН при температуре 300°C и переменном давлении от 8 до 1 МПа в 2010 г. С целью уточнения информации о взаимодействии сплава с водородом, в 2019 году было проведено гидрирование из газовой фазы (при 300°C и давлении 16 МПа). Состояние металлической системы перед повторным гидрированием можно считать относительно гомогенным и высокодисперсным, о чем свидетельствовали данные рентгеновской дифракции и результаты сканирующей электронной микроскопии [11].

После гидрирования релаксация сплава проходила при комнатной температуре и внешнем атмосферном давлении.

Рентгенографическое исследование изменений структурного состояния сплава в процессе отдыха после гидрирования выполнено на уникальном оборудовании станции “Белок-РСА” Курчатовского источника синхротронного излучения [13]. Измерения проведены на длине волны 0.8 Å с использованием геометрии “на пропускание” и регистрацией рассеянного излучения двухкоординатным детектором Rayonix SX165. Образцы в процессе измерения вращались перпендикулярно направлению синхротронного пучка. Достаточно подробно условия регистрации картин рентгеновской дифракции описаны в [11]. Зависимости интенсивности дифрагированного пучка (I) от двойного угла дифракции (2θ) получены по двумерным дифракционным картинам с использованием программного обеспечения “Dionis” [14].

Рентгеновские данные анализировали согласно кинематической теории дифракции [15]. Проведен анализ изменения углового положения ди-

фракционных пиков, их интенсивности и физического уширения в процессе релаксации гидрированного сплава.

По угловым положениям дифракционных максимумов рассчитывали параметры элементарных ячеек (a_{hkl}) фаз, и по их изменению (Δa_{hkl}) по сравнению с параметрами в негидрированном состоянии определяли содержание водорода в областях когерентного рассеяния, далее по тексту ОКР (hkl), сплава (формула (1)) и вакансий (формула (2)) [4]:

$$\frac{n_H}{n_M} = 4.22\Delta a_{hkl}; \tag{1}$$

$$n_{vac} = \frac{3\Delta a_{hkl}}{0.22a_{hkl}}, \tag{2}$$

где 4.22 – коэффициент, связывающий концентрацию окклюдированного водорода и расширение элементарной ячейки поликристаллической системы, 0.22 – коэффициент сжатия элементарной ячейки, приходящегося на одну вакансию.

Профили дифракционных отражений достаточно хорошо описывала функция Гаусса. В этом случае [15] формула (3) учитывает вклад в физическое размытие дифракционных пиков двух параметров субструктуры сплава: D_{hkl} – эффективные размеры ОКР (hkl) и ϵ_{hkl} – микроискажения в них:

$$(\beta_{hkl})^2 = \left(\frac{\lambda}{D_{hkl} \cos\theta}\right)^2 + 16(\epsilon_{hkl})^2 \text{tg}^2\theta. \tag{3}$$

Решением системы уравнений типа (3), которую получаем при наличии двух порядков отражений от систем плоскостей (100) и (111), проводим разделение вкладов мелкодисперсности и микродеформаций и определяем параметры микроструктуры D_{hkl} и ϵ_{hkl} сплава.

При выделении из отношения нормированных интенсивностей факторов Дебая–Валлера [15] выполнено определение среднеквадратичных смещений атомов $\sqrt{\langle u^2 \rangle}$ из равновесных положений

$$\langle u^2 \rangle = \frac{3\lambda^2}{16\pi^2} \left(\frac{1}{\sin\theta_{2h2k2l}^2 - \sin\theta_{hkl}^2} \right) \left[\ln \frac{I_{h,hkl}}{I_{h2h2k2l}} \right], \tag{4}$$

где λ – длина волны используемого излучения, θ_{hkl} ; θ_{2h2k2l} углы обнаружения дифракционных рефлексов от ОКР(100) и ОКР(111), $I_{h2h2k2l}$ и $I_{h,hkl}$ – нормированные на произведение $K(\theta_{hkl})P_{hkl}|F^2| \times \frac{1}{n^2}$ интенсивности дифракционных отражений; $K(\theta_{hkl})$ – множитель поляризации излучения, P_{hkl} – фактор повторяемости отражающих плоскостей в элементарной ячейке, $|F^2|$ – квадрат структурной амплитуды, n – число ячеек в единице объема.

Исследования микроструктуры и топологии поверхности мембран проведены на растровом элект-

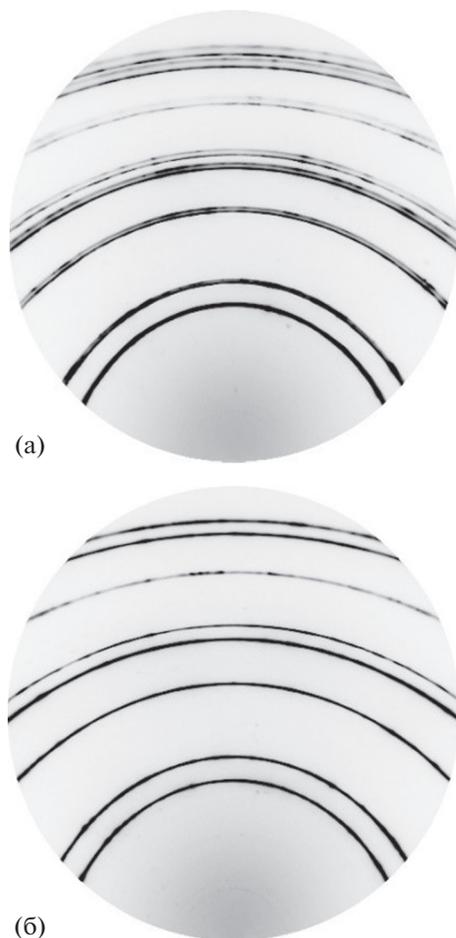


Рис. 1. Двумерные дифрактограммы гидрированного сплава: а – 821 ч релаксации; б – 8808 ч релаксации.

тронном микроскопе высокого разрешения Supra MSU 40-30-87 с системой микроанализа INCA (Германия). Снимки поверхности мембран были выполнены при ускоряющем напряжении 10 кВ с разрешением от 20 мкм до 20 нм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Наблюдение за эволюцией структурно-фазового состояния сплава после гидрирования проводили в течение 8808 ч. В начальные 1242 ч релаксации системы после гидрирования выявлено, что сплав находится в двухфазном состоянии ($\beta \leftrightarrow \alpha$). На рис. 1 показаны двумерные дифрактограммы для времени после гидрирования 821 и 8808 ч.

Рисунок 1а показывает принцип определения двухфазной области ($\beta \leftrightarrow \alpha$) – наблюдаются двойные рефлексы дальних порядков отражений. Для времени релаксации 8808 ч (рис. 1б) дифракционные линии одиночные – фазовые превращения ($\beta \leftrightarrow \alpha$) в системе окончены. Наблюдаемое для обоих состояний сплава азимутальное изме-

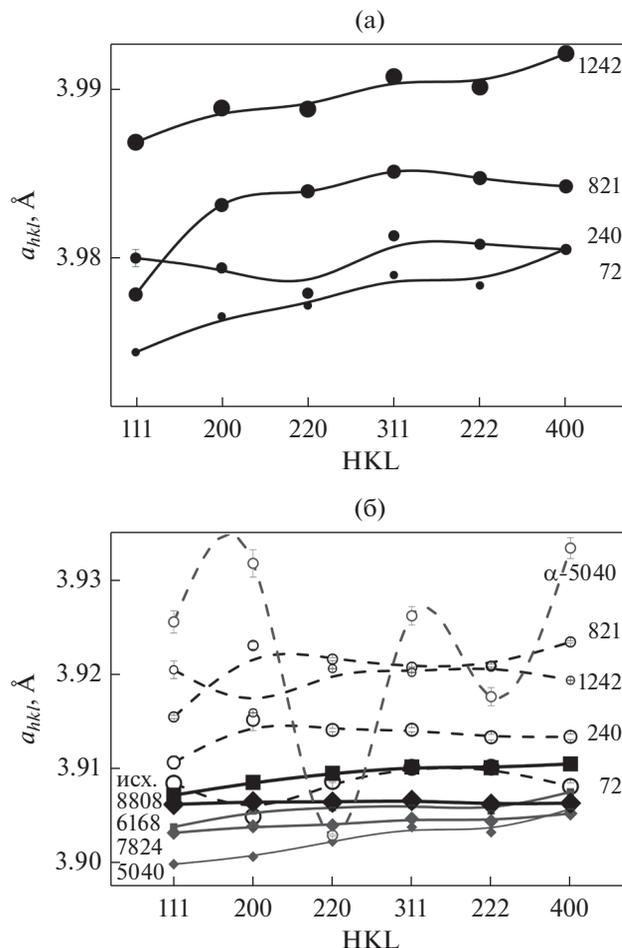


Рис. 2. Параметры кристаллической решетки в зависимости от индексов интерференции отражений и времени релаксации гидрированного сплава: а – для β -фазы; б – для α -фазы (штриховая линия) и основной фазы сплава после ухода водорода (сплошная линия). Время релаксации указано около кривых.

нение интенсивности дифракционных колец, полагаем, определено изменением размеров и углов разворота блоков поликристаллической системы в процессе $\beta \leftrightarrow \alpha$ превращений. Подобный результат наблюдали ранее при гидрировании сплава электролитическим способом [16].

Величины параметров решетки a_{hkl} , определенные по уравнению Вульфа–Бреггов [15] из угловых положений максимумов интерференции, показаны на рис. 2 для различного времени релаксации сплава. Погрешность определения параметров укладывается, как правило, в размеры символов.

Видно, что параметры (a_{hkl}) элементарных ячеек β - и α -фаз (рис. 2а, 2б) при времени релаксации сплава после гидрирования 1242 часа превышают по величине параметры a_{hkl} для исходного состояния сплава (рис. 2б), что обусловлено присутствием водорода в системе. Для времени релак-

сации 72 ч более всего водорода, 0.31 доли по отношению к атомам металла, определено в ОКР(100) β -фазы. В остальных ОКР(hkl) содержание водорода 0.30. Далее эта тенденция – небольшое превышение содержания водорода в ОКР(100), сохраняется весь интервал регистрации в системе ($\beta \leftrightarrow \alpha$) превращений. Как правило, для палладиевых сплавов характерно такое преимущественное наполнение водородом кристаллитов по упруго “мягкому” кристаллографическому направлению $\langle 100 \rangle$ [17]. Известно, что упругая энергия образования и роста зародышей β -фазы существенно зависит от их кристаллографической ориентировки и для ОКР(100) ее величина наименьшая [17].

На рис. 3 приведена диаграмма состояний системы Pd–In–H [5]. На ней отмечены периоды кристаллической решетки основной фазы сплава. Основная фаза сплава до гидрирования имела период кристаллической решетки $3.9077 \pm 0.0001 \text{ \AA}$. Согласно фазовой диаграмме, периоды кристаллических решеток β и α фаз, возникающих в сплаве после гидрирования, должны были бы быть 3.9986 и 3.9152 \AA . Но после 72 ч релаксации эти величины составили 3.9845 ± 0.0011 и $3.9087 \pm 0.0021 \text{ \AA}$, соответственно, что меньше ожидаемых значений (рис. 3) и свидетельствует об индуцировании в сплав при гидрировании избыточных вакансий [7, 9, 10]. Возможное их содержание в β -фазе, обусловившее наблюдаемое понижение периода кристаллической решетки, 2.5%, в α -фазе – 5.6%. В характере изменений периодов (a_0) кристаллических решеток β - и α -фаз в течение временного интервала в 1242 ч видны различия (рис. 3).

Для β -фазы (рис. 3, верхняя граница области не смешиваемости фаз) выявлено последовательное возрастание периода кристаллической решетки, в то время как период кристаллической решетки α -фазы показал значительное возрастание в течение первых 240 ч после гидрирования сплава, далее – менее значимые изменения (рис. 3). Такое изменение параметров фаз свидетельствует о протекании в сплаве в течение рассматриваемого интервала времени взаимообусловленных процессов: поступление водорода из межкристаллитного пространства и границ блоков вглубь ОКР(hkl) и встречное движение вакансий к границам блоков и поверхности. На фоне этих процессов на этапе 821–1242 ч релаксации в системе отмечен рост областей β -фазы (табл. 1). Период решетки α -фазы для времени релаксации 240, 821, 1242 и 5040 ч свидетельствует не только об уходе вакансий, но и возможном поступлении индия из β -фазы и дефектных комплексов, образовавшихся в первые часы после гидрирования [9, 10]. На фоне диффузионных перемещений водорода и вакансий поступление индия произошло на этапе релаксации от 72 до 240 ч в количестве 1.5 ат. %. На последующем этапе $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений колеба-

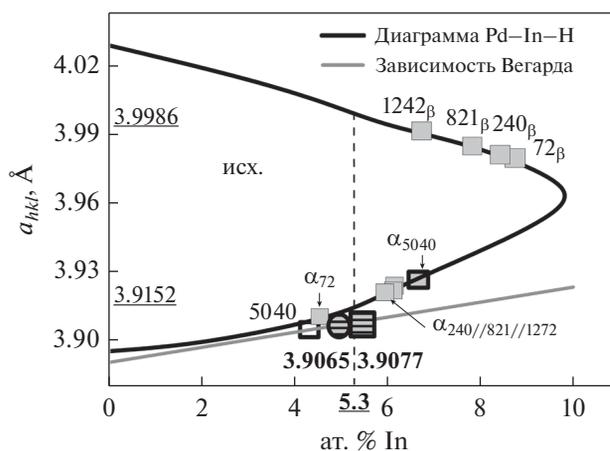


Рис. 3. Фазовая диаграмма системы Pd–In–H, зависимость Вегарда [5] и изменение периода кристаллической решетки a_0 системы Pd–In–H в процессе ее релаксации после гидрирования, проходившей при комнатной температуре и давлении. Время релаксации указано около символов; \square – двухфазная область ($\beta \leftrightarrow \alpha$), \square – 5040 ч релаксации, \boxtimes – до гидрирования, \odot – после гидрирования и релаксации 8808 ч.

ния концентрации индия в α -фазе не превышают 0.3 ат. %.

После 5040 ч релаксации определяется малое количество α -фазы со значительными дилатационными напряжениями в кристаллической решетке (рис. 2б) и твердый раствор индия в палладии, обогащенный вакансиями в сравнении с состоянием до гидрирования и обедненный индием, который удерживается распадающейся и теряющей водород α -фазой. Обогащение вакансиями основной фазы сплава для этого состояния в случае исходного содержания индия, а именно 5.3 ат. %, может составлять 0.8%.

Более быстрое движение границы $\beta \rightarrow \alpha$ -превращений для ОКР(100) (табл. 1) подтверждает ориентационную зависимость энергии миграции межфазной границы [17]. По завершению прохода межфазной границы $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений зависимость параметра a_{hkl} от индексов интерферен-

Таблица 1. Объемная доля β фазы в зависимости от времени релаксации сплава

Время релаксации, часы	hkl			
	100	110	111	311
	объемная доля β фазы, %			
72	92	97	94	95
240	95	95	93	92
821	75	77	76	84
1242	95	96	96	96

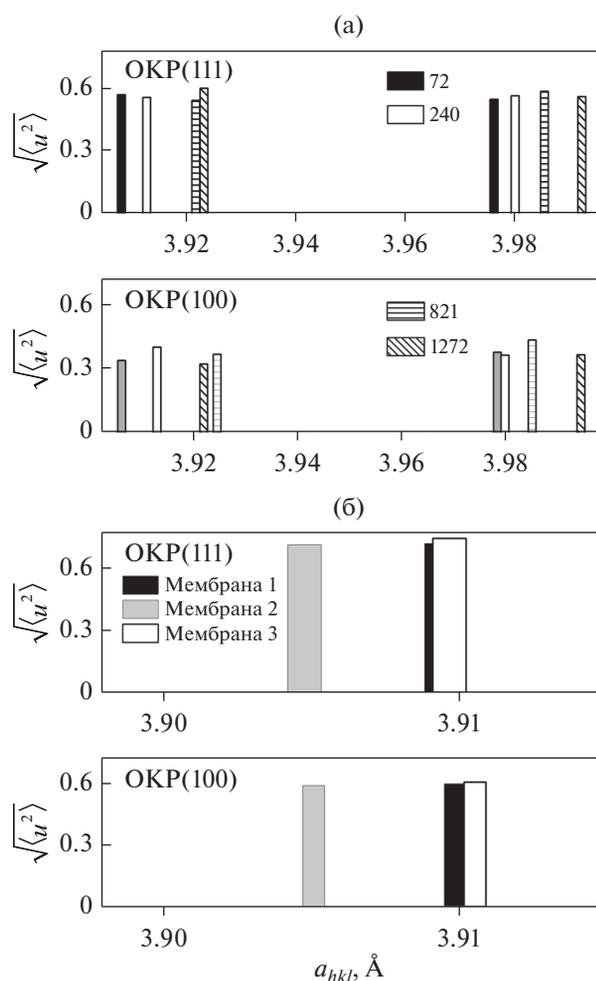


Рис. 4. Среднеквадратичные смещения атомов из положения равновесия: а – в металлической системе присутствует водород; б – водород отсутствует.

ции дифракционных отражений выявляет уменьшение анизотропной дилатации решетки (рис. 26).

Следует отметить, что до гидрирования в исследуемой металлической системе существовали упругие напряжения сжатия: $a_{100} > a_{111}$ (рис. 26), как правило, обусловленные наличием в сплаве плоских дефектов межзельного типа [10, 18]. В результате обратимого гидрирования сплава получено ослабление влияния этих дефектов (рис. 26).

Период кристаллической решетки основной фазы после 8808 ч релаксации сплава составил 3.9065 ± 0.0001 Å, что соответствует концентрации индия 5.0 ± 0.1 ат. %.

Такое понижение периода решетки основной фазы на 0.0012 Å по сравнению с ее параметром в исходном состоянии сплава [11] может свидетельствовать о допустимом наличии вакансий до 0.4%. Содержание вакансий может быть больше, но рентгенографически это не определяемо ввиду энергетически выгодного их объединения в бивакансионные комплексы с захватом удерживаемо-

го в структуре водорода [9, 19]. Эти сверхизбыточные вакансии [7–9] могут инициировать флуктуации фазового состава металлической системы длительное время [20].

Оценка среднеквадратичного смещения атомов металлов показала, что эта величина для ОКР(111) больше, чем для ОКР(100). Причем указанная закономерность выявлена как для состояний с водородом (рис. 4а), так и при уходе водорода из сплава (рис. 4б). Следует отметить, что различие в величинах среднеквадратичных смещений атомов ОКР(100) и ОКР(111) не столь значительно при отсутствии водорода в сплаве, как при его наличии. Результат получен впервые и требует дальнейшего изучения.

Может быть несколько факторов влияния, но известно, что при изоструктурном установлении дальнего порядка со сверхструктурой $L1_2$ в сплавах выявлено уменьшение микродеформаций и среднеквадратичных смещений атомов [21].

По всей видимости, и в нашем случае имеет место влияние доменов дальнего упорядочения [11]. Объемное содержание таких областей мало, но дилатация решетки в результате их наличия составляет около 30%, что увеличивает поля упругих напряжений в сплаве. Этот фактор особенно значим при гидрировании мембранного сплава.

Показанное на рис. 5а физическое уширение отражений в зависимости от тангенсов углов дифракции для сплава до гидрирования и после гидрирования и 72, 821 и 8808 ч релаксации отражает сложные преобразования дефектной структуры.

Видно, что рефлексы для β -фазы намного уже дифракционных отражений от ОКР(hkl) α -фазы. Выявлена линейная пропорциональность физического уширения отражений от тангенсов углов дифракции для ОКР(100) после 8808 ч релаксации (пунктирная линия на рис. 5а), не наблюдаемая для исходного состояния сплава, но начавшая формироваться в ОКР(100) α -фазы (штрихпунктирные линии на рис. 5а). Полученный результат свидетельствует о выраженном влиянии микродеформаций кристаллитов, что подтверждает и рис. 5б.

На рис. 5в показаны изменения (D_{hkl}) эффективных размеров ОКР(100) и ОКР(111) сплава в результате процессов сорбции–десорбции водорода. Установлены практически равные размеры областей β -фазы для указанных ОКР. Отмечена схожесть изменения $\langle D_{100} \rangle$ и $\langle D_{111} \rangle$ на протяжении 1242 ч при том, что для ОКР(111) β -фазы наблюдается несколько больший рост микродеформаций в течение 240 ч (рис. 5б). В кристаллитах α -фазы ОКР(100) в течение 821 ч после гидрирования выражен рост величин ϵ_{100} , что свидетельствует о росте плотности хаотических дислокаций в этих ОКР [15]. Дальнейшее уменьшение величины ϵ_{100} (рис. 5б), сопровождаемое уменьшением (D_{100}) α -фазы (рис. 5в), свидетель-

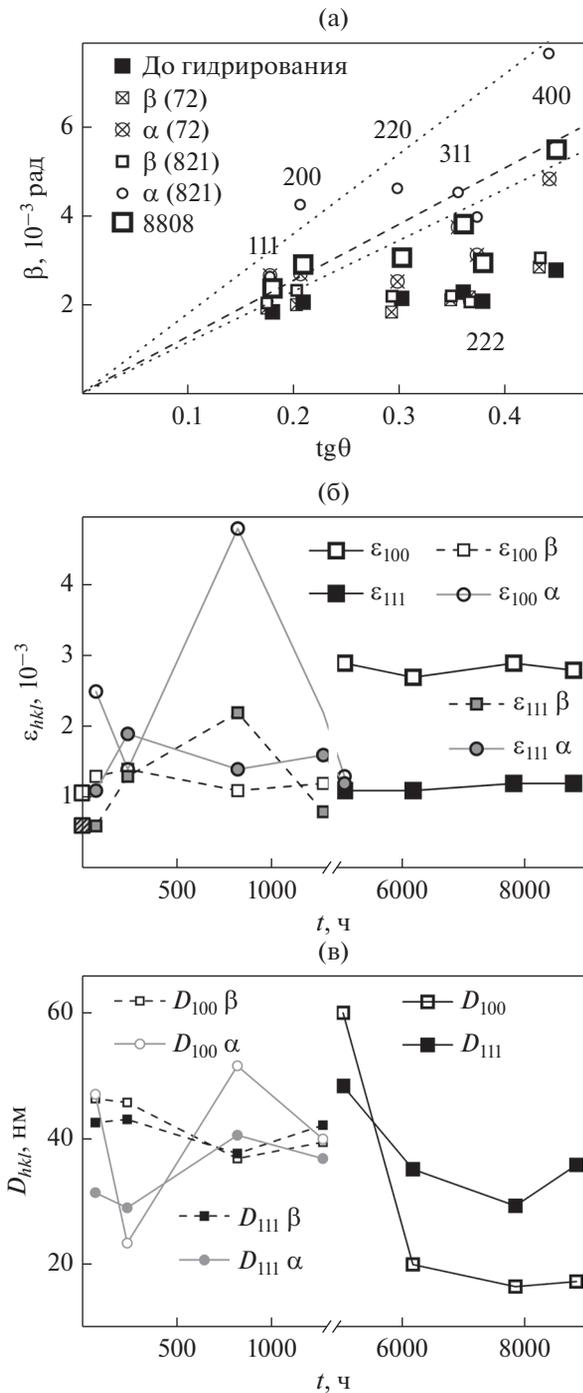


Рис. 5. Физическое уширение дифракционных отражений для состояний сплава: до гидрирования, 72, 821 и 8808 ч релаксации после него; изменения в результате процессов сорбции-десорбции водорода в ОКР(100) и ОКР(111) сплава – а; микродеформаций (ϵ_{hkl}) – б; эффективных размеров (D_{hkl}) – в.

ствует о выстраивании дислокаций в стенки и диспергировании ОКР(100) α -фазы.

Для ОКР(100) сплава итоговая величина ϵ_{100} составила 2.8×10^{-3} , т.е. возросла более чем в 2 ра-

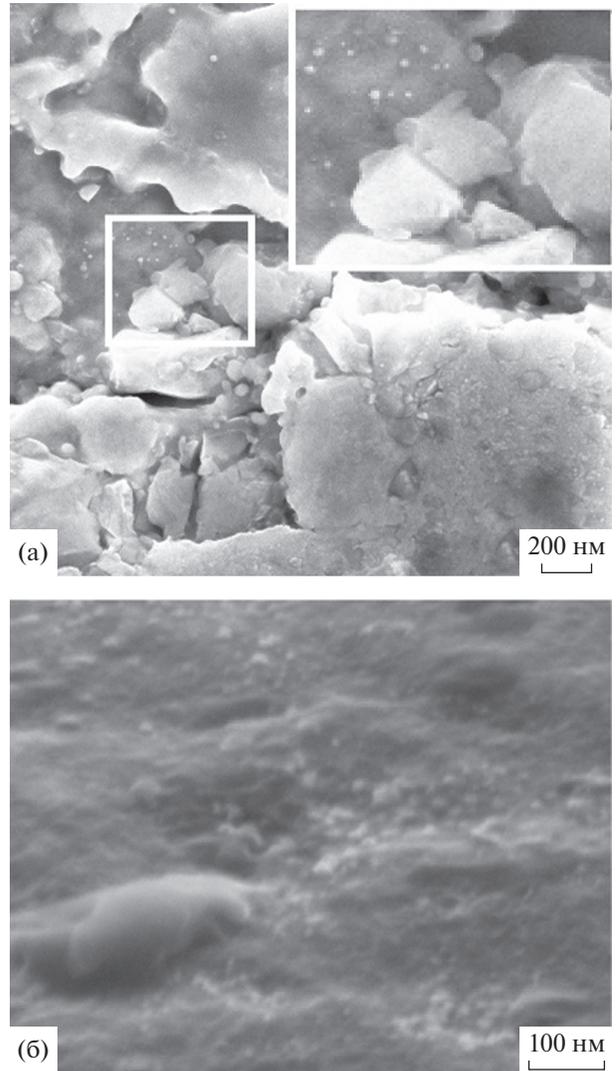


Рис. 6. Поверхность гидрированного сплава: а – время релаксации 240 ч после гидрирования; б – вид поверхности под углом 70° для времени релаксации 6648 ч.

за (рис. 5б) при аналогичном увеличении дисперсности по сравнению с этими параметрами в исходном состоянии. Для ОКР(111) при небольшом диспергировании по сравнению с ОКР(100) – от 40 до 28 нм (рис. 5в), параметр ϵ_{111} стал 1.2×10^{-3} , что близко к величине ϵ_{111} для исходного состояния сплава – 0.6×10^{-3} . Таким образом, при исходно близких величинах микродеформаций ОКР(100) и ОКР(111), в результате обратимого внедрения водорода в металлическую систему, получено усиление анизотропного состояния сплава.

Сканирующая электронная микроскопия поверхности (рис. 6а) после 240 ч релаксации подтвердила нахождение водорода в кристаллической решетке сплава. Видны деформационные области $\beta \leftrightarrow \alpha$ -переходов. Наблюдается преимуще-

ственное расположение пор по границам блоков субструктуры, и выявляются сверхструктурные домены [11]. Подтверждена дисперсность поликристаллической системы.

Снимок поверхности образца под углом 70° для времени релаксации 6648 ч (рис. 6б) показал деформационно-индуцированные микро-вспучивания материала, свидетельствующие о сложных анизотропных процессах в кристаллической решетке сплава.

ВЫВОДЫ

Проведен анализ эволюции структурно-фазового состояния гидрированной из газовой среды металлической системы Pd–In–Ru. Выявлено длительное влияние окклюдируемого водорода на преобразование фазового состава и подсистемы дефектов.

Определено более значительное наполнение водородом кристаллитов и последующее в процессе релаксации сплава их диспергирование для кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$.

Впервые представлены результаты на нано уровне среднеквадратичных смещений атомов сплава. Установлены изменения этих величин при нахождении водорода в металлической системе. Выявлено усиление выраженной направленности среднеквадратичных смещений атомов в кристаллографическом направлении $\langle 111 \rangle$ при наличии водорода в сплаве и сохранение анизотропных особенностей после его ухода.

Авторы признательны научно-исследовательской группе ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, разработавшей изучаемый мембранный сплав и изготовившей предоставленные для исследований фольги.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *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.
2. *Grashoff G.J., Pilkington C.E., Corti C.W.* The Purification of Hydrogen // *Platinum Metals Rev.* 1983. V. 27. № 4. P. 157–169.
3. *Al-Mufachi N.A., Rees N.V., Steinberger-Wilkens R.* Hydrogen selective membranes: A review of palladium-based dense metal membranes // *Renewable and Sustainable Energy Reviews.* 2015. V. 47. P. 540–551.
4. *Алефельд Г., Фелькл И.* Водород в металлах. М.: Мир, 1981. 430 с.
5. *Wise M.L.H., Farr J.P.J., Harris I.R.* X-ray studies of α/β miscibility gaps of some palladium solid solution-hydrogen systems // *J. Less-Common Metals.* 1975. V. 41. P. 115–127.
6. *Кривоглаз М.А.* Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах. Киев. Наукова Думка, 1984. 288 с.
7. *Takai K., Shoda H., Suzuki H., Nagumo H.* Lattice defects dominating hydrogen-related failure of metals // *Acta Materialia.* 2008. V. 56. № 18. P. 5158–5167.
8. *Chen Y.Z., Barth H.P., Dentges M., Borchers C., Liu F., Kirchheim R.* Increase in dislocation density in cold deformed Pd using H as a temporary alloying addition // *Scripta Materialia.* 2013. V. 68. P. 743–746.
9. *Nazarov R., Hickel T., Neugebauer J.* Ab initio study of H-vacancy interactions in fcc metals: Implications for the formation of superabundant vacancies // *Physical Review B.* 2014. V. 89. P. 144108.
10. *Авдюхина В.М., Анищенко А.А., Кацнельсон А.А., Ревкевич Г.П.* Роль вакансий в структурной релаксации сплавов Pd–Mo после гидрирования // *Физика твердого тела.* 2004. Т. 46. Вып. 2. С. 259–265.
11. *Akimova O.V., Svetogorov R.D.* Hydrogen treatment of diffusion filter-membranes // *Materials Today: Proceedings.* 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.117>
12. *Вол А.Е., Каган И.К.* Строение и свойства двойных металлических систем. В 4 т. Т. 3. М.: Наука, 1976. С. 743–745.
13. *Svetogorov R.D., Dorovatovskii P.V., Lazarenko V.A.* Be-lok/XSA Diffraction Beamline for Studying Crystal-line Samples at Kurchatov Synchrotron Radiation Source // *Crystal Research and Technologies.* 2020. V. 55. № 5. P. 1900184. <https://doi.org/10.1002/crat.201900184>
14. *Светогоров Р.Д.* “Dionis – Diffraction Open Integration Software”, свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2018660965.
15. *Иверонова В.И., Ревкевич Г.П.* Теория рассеяния рентгеновских лучей. М.: Издательство МГУ, 1978. 278 с.
16. *Акимова О.В., Велигжанин А.А.* Рентгенографические исследования металлических фольг-фильтров на основе палладия с использованием синхротронного излучения // *Физика металлов и металловедение.* 2018. Т. 119. № 9. С. 888–892. <https://doi.org/10.1134/S0015323018090024>
17. *Ревкевич Г.П., Олемской А.И., Князева М.А., Кацнельсон А.А.* Физические факторы кинетики $\alpha \rightarrow \beta$ превращения в системе палладий-водород // *Вестник МГУ.* Сер. 3. 1992. Т. 33. № 2. С. 74–79.
18. *Хачатурян А.Г.* Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Издательство “Наука”. 1974. 384 с.
19. *Minara M., Araki H., Mizuno M., Shimomuro K., Higemoto W., Sugita K., Atsushi K., Kondo M., Tanaka Y., Matsuzaki T., Kadono R., Sato W., Nakano T., Fukuda T.* μ SR Study on Hydrogen Behavior in Palladium // *JPS Conf. Proc.* 2018. P. 011031.
20. *Акимова О.В., Авдюхина В.М., Шетинин И.В.* Изменения дефектной структуры сплава Pd–In–Ru после электролитического гидрирования и длительной релаксации // *Физика металлов и металловедение.* 2016. Т. 117. № 3. С. 287–290. <https://doi.org/10.7868/S0015323016030013>
21. *Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.Ф., Иванов К.В., Козлов Э.В.* Влияние степени дальнего атомного порядка на параметры микроструктуры сплава Ni₃Mn со сверхструктурой L1₂ // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* 2013. Т. 10. № 1. С. 149–153.