

Установление методом рентгеновской дифракции наличия дефектов упаковки в сплавах на основе палладия

О.В. Акимова^{1,*}

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, физический факультет
Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2

(Поступила в редакцию 19.09.2023; после доработки 25.11.2023; подписана в печать 04.12.2023)

Сплавы, изучаемые в настоящей работе, представляют интерес для нужд водородной энергетики, электроники, фармакологии. Поставлена цель выявления закономерностей развития подсистем дефектов, что необходимо для разработки процессов улучшения рабочих показателей металлических систем. Анализ несовершенств кристаллической решетки сплавов $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ (числовые индексы — масс.%) и $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%) выполнен по результатам рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения (СИ) Курчатовского научно-исследовательского центра. Проведена оценка вероятности наличия в мембранных сплавах на основе палладия двумерных дефектов кристаллической решетки, влияющих на структурочувствительные свойства материалов — дефектов упаковки (ДУ). Установлена зависимость вероятности формирования ДУ от концентрации и сорта элемента легирования палладия.

PACS: 61.72.Dd, 61.72.Nn, 61.72.Nh УДК: 538.9, 539.5

Ключевые слова: сплавы на основе палладия, дефекты упаковки, рентгеновская дифракция

DOI: [10.55959/MSU0579-9392.79.2410504](https://doi.org/10.55959/MSU0579-9392.79.2410504)

ВВЕДЕНИЕ

Проблема взаимосвязи подсистем дефектов и структурно-чувствительных свойств поликристаллических материалов является одной из важнейших в современных наукоемких технологиях, для которых требуются материалы с новыми уникальными свойствами [1–4]. Эта проблема актуальна и для сплавов на основе палладия, которые являются хорошими модельными объектами как для фундаментальных исследований с целью выявления общих закономерностей развития несовершенств кристаллической решетки металлических систем, так и для прикладных задач водородной энергетики [5–8]. Для нужд водородной энергетики расширение возможностей влияния на структурно-чувствительные свойства сплавов на основе палладия представляет особый интерес: металлические системы должны иметь уникальное сочетание показателей прочности и пластичности для работы в процессах сепарации водорода высокой степени чистоты.

Одним из методов улучшения рабочих показателей плотных металлических мембран является легирование палладия [5–7]. При этом сплавы на основе палладия наследуют его уникальные свойства избирательной водородопроницаемости, но для безопасного и надежного получения с их помощью водорода высокой степени чистоты необходимо установление деформационных особенностей, формиру-

емых различными элементами легирования палладия в его кристаллической решетке. В этой области изучения взаимосвязи прочностных характеристик металлических систем с их структурой и фазовым составом рентгеноструктурные исследования являются одними из наиболее информативных [8–12].

В ряде наших работ по мембранным сплавам палладия с индием, рутением и свинцом отмечено формирование нанодисперсной субструктуры металлических систем [8–10]. Одним из следствий нанодисперсности субструктуры является увеличение объемной доли границ, что способствует росту прочности металлических систем без улучшения их пластичности при этом [13–15]. Потеря пластичности функциональными материалами с нанодисперсной субструктурой — одна из проблем, которая ограничивает их практическое применение. Решению этой проблемы и достижению синхронного улучшения как прочности, так и пластичности современных материалов, может способствовать создание микроструктуры с обширным формированием двумерных дефектов кристаллической решетки, а именно ДУ, способствующих накоплению дислокаций [2, 3, 13, 15–17]. Этим дефектам принадлежит исключительно важная роль в процессах фазовых переходов при релаксации внутренних напряжений [1–3, 17–19], так как, блокируя и накапливая дислокации на своих границах, ДУ взаимосвязаны со скоростью деформационного упрочнения [1, 2, 19, 20].

ДУ могут формироваться как при кристаллизации, так и пластической деформации поликристаллических систем. Подразделяются ДУ на две большие группы: деформационные дефекты упаковки

* E-mail: akimova@phys.msu.ru

и дефекты двойникования [19–21]. Обе группы дефектов — следствия нарушения правильного чередования плотноупакованных слоев и свойственны высокодисперсным структурам. Их появление в кристаллической решетке приводит к локальным нарушениям ее периодичности, что вызывает дополнительное рассеяние СИ под углами, несколько отличающимися от угла рассеяния бездефектной подрешетки. Индивидуальные особенности влияния каждой из групп ДУ проявляются в том, что один вид несовершенств, дефекты двойникования, приводит к асимметричному уширению дифракционных профилей, а другой, деформационные дефекты упаковки, помимо уширения, обуславливает и смещения дифракционных максимумов, зависящие от индексов интерференции [19, 20, 22].

При выявлении подобных несовершенств кристаллической решетки метод рентгеновской дифракции является высокоинформативным, учет же влияния ДУ позволяет более точное определение параметров субструктуры [19, 22].

В настоящей работе поставлена цель определения вероятности наличия ДУ в кристаллической решетке палладия, деформированной внедрением элементов легирования различного химического сорта, и выявления закономерностей и механизмов влияния ДУ на структурно-чувствительные свойства сплавов.

1. МЕТОДОЛОГИЯ РАСЧЕТОВ

Оценка вероятности наличия ДУ в работе проведена для образцов сплавов $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ и $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%). Образцы сплавов представляли собой мембраны толщиной 50 мкм, выполненные из металлов высокой степени чистоты методом холодного проката заготовок с промежуточным отжигом в атмосфере аргона [5, 7]. Общее влияние обеих групп ДУ на определяемый методом рентгеновской дифракции размер областей когерентного рассеяния (ОКР(hkl) далее) устанавливалось согласно [18] решением уравнений вида (1):

$$\frac{1}{D_{\text{эфф}}} = \frac{1}{D} + \frac{(1.5\alpha + \beta^*)}{a} \times L_{HKL}, \quad (1)$$

где D — размер ОКР(hkl) с учетом влияния ДУ на дифракционную картину, $D_{\text{эфф}}$ — размер ОКР(hkl) без учета влияния ДУ, a — период решетки изучаемого сплава, величина $(1.5\alpha + \beta^*)$, далее χ , учитывает совместную вероятность деформационных (α) и двойниковых (β^*) ошибок упаковки, т. е. суммарную долю ДУ. Числовые значения параметра приведены в табл. 1.

В металлах с гранцентрированной кубической (ГЦК) элементарной ячейкой деформационные дефекты упаковки более свойственны семейству плоскостей {111} [18, 19] и вероятность их формирования возможно установить по сдвигу рефлексов 111

Таблица 1. Значения параметра L_{HKL} [18]

HKL	111	200	220	311	222	400
L_{HKL}	$\frac{\sqrt{3}}{4}$	1	$\frac{\sqrt{2}}{2}$	$\frac{3\sqrt{11}}{22}$	$\frac{\sqrt{3}}{4}$	1

и 200 на дифрактограммах [18, 19, 21, 22]. Определение этой величины, а именно вероятности формирования деформационных дефектов упаковки, является не совсем строгим, скорее оценочным, так как в случае существенного влияния на дифракционную картину микродеформаций может быть завуалировано этим влиянием [18, 19, 21]. Тем не менее получение методом рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения информации о подобных несовершенствах кристаллической решетки является существенным вкладом в информативное поле, формируемое в процессе поиска способов влияния на свойства металлических систем. В методе рентгеновской дифракции образец к тому же не подвергается дополнительному деформационному воздействию, столь необходимому для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), что позволяет получать информацию о реальной структуре исследуемых объектов.

Коллимированность и мощность СИ обеспечили в данной работе получение сведений о структуре плотных металлических мембран, толщина которых 50 мкм. Сняты дифрактограммы с образцов при длине волны излучения 0.074 нм, геометрия дифракции Дебая–Шеррера, «на просвет» [24].

Для каждого из сплавов оценка вероятности формирования деформационных дефектов упаковки в данной работе проведена методом синусов [18]:

$$\delta = \frac{\sin \theta_{ei}}{\sin \theta_{ej}} - \frac{\sin \theta_{di}}{\sin \theta_{dj}}, \quad (2)$$

где δ — параметр двойникования, $\frac{\sin \theta_{ei}}{\sin \theta_{ej}}$ и $\frac{\sin \theta_{di}}{\sin \theta_{dj}}$ — отношение синусов углов рефлексов для образцов недеформированного и деформированного соответственно. Для недеформированного образца отношение

$\frac{\sin \theta_{ei}}{\sin \theta_{ej}}$ равно $\frac{\sqrt{h_i^2+k_i^2+l_i^2}}{\sqrt{h_j^2+k_j^2+l_j^2}}$ и в случае выбора отражений (111) и (200) его значение $\sqrt{3/4}$. Введенный в методе параметр двойникования δ пропорционален вероятности формирования деформационных дефектов упаковки α [19]: математическими преобразованиями уравнение (2) для линий, являющихся разными порядками отражений от семейства плоскостей {100}, можно привести к виду (3) [19]:

$$\delta = 0.204 \cdot \alpha \cdot \frac{\sin \theta_{200}}{\sin \theta_{400}}. \quad (3)$$

Так как ДУ возникают вследствие расщепления полных дислокаций при релаксации внутренних напряжений металлических систем [18, 21, 23], в данной работе проведена оценка минимальной плотности хаотических дислокаций, которую,

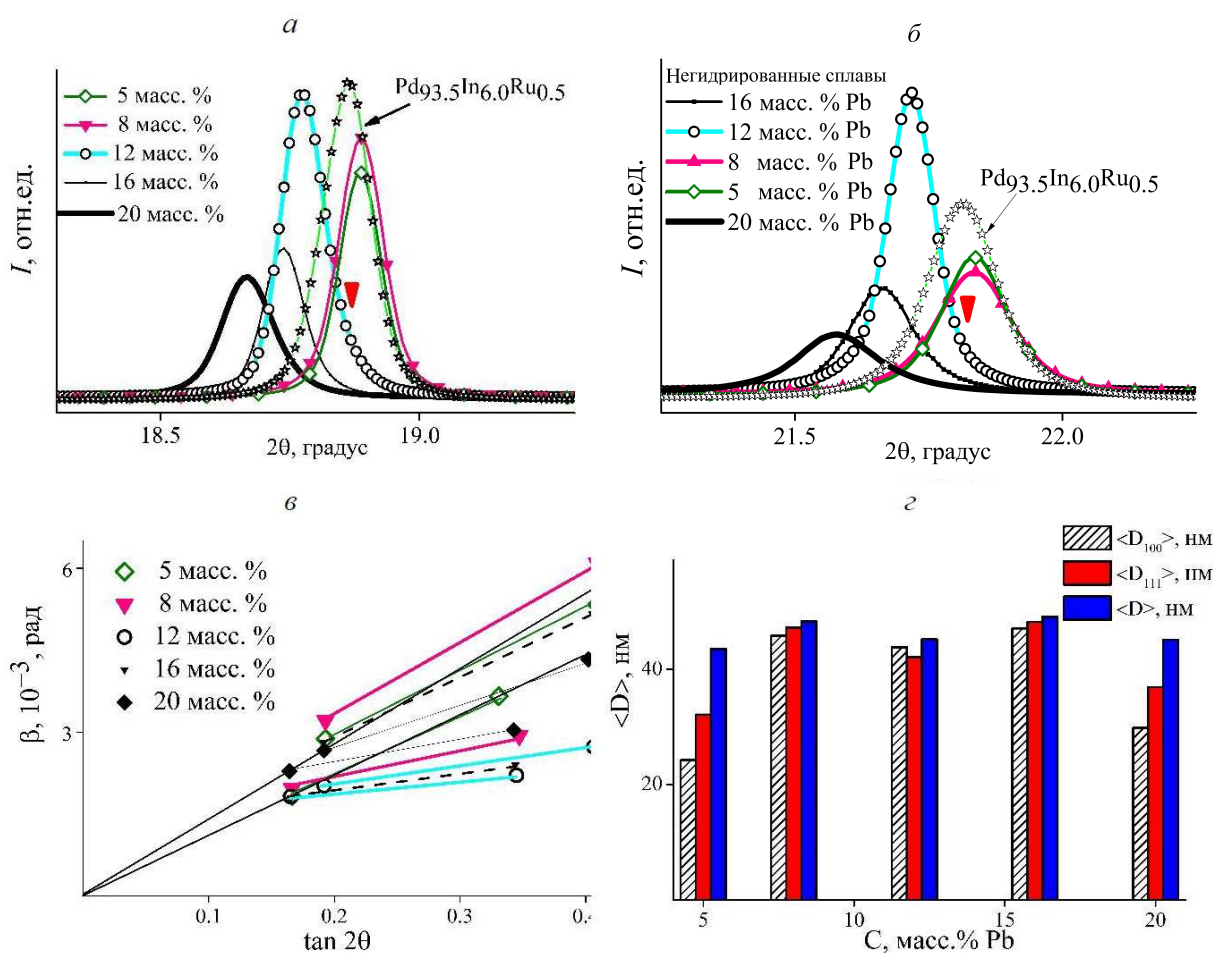


Рис. 1. Профили дифракционных максимумов, полученные для сплавов палладий–свинец [9, 26] и тройного сплава $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ [8]: *a* – для ОКР(111); *б* – для ОКР(100); *в* – физическое уширение дифракционных отражений β в зависимости от $\tan(\theta)$; *г* – размер ОКР(hkl) в зависимости от концентрации легирующего элемента

как показано в [25], можно определить из соотношения (4):

$$\rho \approx \frac{3}{D^2}. \quad (4)$$

2. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На рис. 1 приведены профили дифракционных максимумов от ОКР (111) и ОКР (100) основной фазы сплавов $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%) и тройного сплава $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ – вид $I(2\theta)$. Двумерные исходные дифрактограммы можно посмотреть в [8, 9, 26]. Профили выявляют различия интенсивности и физического уширения дифракционных максимумов, что свидетельствует о различиях в подсистемах дефектов, сформировавшихся при легировании палладия. Высокая интенсивность отражений для сплава состава $\text{Pd}_{88}\text{Pb}_{12}$ (рис. 1, *a, б*) указывает на больший отражающий объем ОКР(hkl) в образце, из чего следует и меньший угол разворота зерен по сравнению с остальными сплавами этой системы.

Меньший разворот блоков поликристаллической мозаики означает менее дефектные границы, а, значит, и существенно меньшее влияние микродеформаций на картину дифракции. Полученный результат подтверждает приведенная (рис. 1, *в*) зависимость физического уширения β от тангенса угла дифракции для дифракционных максимумов от ОКР (111) и ОКР (100). Видно, что физическое уширение первых порядков отражений для всех сплавов меньше уширения дальних порядков отражений. Полученный результат может быть объяснен наличием в структуре дефектов II класса [27].

Для сплава $\text{Pd}_{88}\text{Pb}_{12}$ наблюдаем и наиболее близкие величины физического уширения для ближних и дальних порядков отражений от ОКР (111) и ОКР (100) (рис. 1, *в*), что свидетельствует о минимизированном влиянии микродеформаций ϵ согласно уравнению Стокса–Вильсона: $\beta_{hkl} = 4\epsilon_{hkl} \tan \theta_{hkl}$ [28]. Подобное минимизированное влияние микродеформаций выявлено (рис. 1, *в*) и для образцов сплавов $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=8, 16, 20$ масс.%), но только для ОКР (111). В случае отражений от ОКР (100) установлено усиление роли микродеформаций.

Таблица 2. Вероятность наличия ДУ, эффективные размеры $\langle D_{\text{эф}100} \rangle$, $\langle D_{\text{эф}111} \rangle$ и микродеформации в ОКР(100) и ОКР(111), $\langle D \rangle$ размеры ОКР(hkl) с учетом влияния ДУ на дифракционную картину, изменение объема элементарной ячейки палладия при легировании ($\Delta V/V$), показатели твердости и пластичности сплавов [5, 7], период кристаллической решетки каждого из сплавов [8, 9, 26]

Элементный состав сплава, масс.%	Pd _{79.4} Pb ₂₀	Pd ₈₄ Pb ₁₆	Pd ₈₈ Pb ₁₂	Pd ₉₂ Pb ₈	Pd ₉₅ Pb ₅	Pd _{93.5} In _{6.0} Ru _{0.5}
	[7, 9]	[7, 26]	[7, 26]	[7, 26]	[7, 9]	[5, 8]
$\langle D_{\text{эф}100} \rangle$, нм (± 0.5)	29.8	47.1	43.8	45.8	24.2	32.0
$\langle D_{\text{эф}111} \rangle$, нм (± 0.5)	36.9	48.2	42.1	47.2	32.1	34
ε_{100} , 10^{-3}	1.11	3.01	1.20	3.57	3.08	3.20
ε_{111} , 10^{-3}	1.59	1.27	0.94	1.74	2.76	1.60
a , нм	0.39525 (± 0.00014)	0.393963 (± 0.00008)	0.393049 (± 0.00008)	0.39084 (± 0.00008)	0.39054 (± 0.00008)	0.39077 (± 0.00002)
Твердость, HV [5, 7]	1300	1100	900	850	640	114
Пластичность, % [5, 7]	15.1	14.5	13.0	12.0	11.7	26.0
$ \Delta V/V $, %	4.89	3.88	3.16	1.43	1.42	1.37
$\chi_{\text{ДУ}}$, 10^{-2} (± 0.01)	0.45	0.03	0.06	0.04	0.55	0.13
D , нм (± 0.6)	45.1	49.1	45.2	48.3	43.5	35.7

*Для каждой величины указана предельная абсолютная погрешность.

Линейная зависимость физического уширения отражений от тангенса угла дифракции, полученная для сплава Pd₉₅Pb₅ (рис. 1, е), означает преобладающее влияние на дифракционную картину именно микродеформаций.

Оценка вероятности наличия ДУ в образцах $\chi_{\text{ДУ}}$ выполнена в работе по эффективным размерам ОКР(hkl) (формула (1)), определенных методом Вильямсона–Холла [29] для ОКР(100) и ОКР(111) из экспериментальных данных [8, 9, 26].

Из результатов, приведенных в табл. 1, видна корреляция изменения показателей твердости сплавов с изменением объема элементарной ячейки палладия при его легировании. Это новый, неожиданный и очевидный результат, как и то, что для величин вероятности наличия ДУ в образцах получена корреляция для двух групп сплавов палладия со свинцом.

Для одной группы, в которую вошли сплавы с 8, 12 и 16 масс.% свинца, среднее значение величины $\chi_{\text{ДУ}}$ составило 0.04, для другой, в сплавах с 5 и 20 масс.% свинца, — 0.50. Можно предположить, что достоверность определения вероятности наличия ДУ в образцах выше в случае отсутствия либо пренебрежимо малой анизотропии размеров ОКР(100) и ОКР(111). Так, в сплавах с 8, 12 и 16 масс.% свинца различие в $\langle D_{\text{эф}100} \rangle$ и $\langle D_{\text{эф}111} \rangle$ составляет доли процента и оно же достигает 33 и 24% в сплавах с 5 и 20 масс.% свинца соответственно. В настоящее время работы по определению общих закономерностей влияния легирования на микроструктуру сплавов делают первые шаги, поэтому в литературе данные для сравнения не обнаружены.

Данная работа подтвердила обоснованность выводов о наличии дополнительной фазы в сплаве Pd₈₈Pb₁₂ [26]: для сплава Pd_{93.5}In_{6.0}Ru_{0.5} вероятность ДУ выше более чем в два раза (табл. 2),

но столь существенная асимметрия дифракционных профилей, как для сплава Pd₈₈Pb₁₂, не наблюдается (рис. 1). То есть выраженная асимметрия дифракционных профилей сплава Pd₈₈Pb₁₂ (указывают треугольные метки на рис. 1) может быть объяснена именно наличием фазы, дополнительной к основной и обедненной легирующим элементом либо обогащенной вакансиями. Содержание подобной фазы в сплаве Pd₈₈Pb₁₂ более значительное по сравнению с остальными образцами. Ее объемная доля в ОКР(hkl) варьируется от 6 до 10 долей, большее содержание в ОКР(111). Для остальных образцов наличие подобных дополнительных к матричной фазе выделений установлено в пределах 5 об.% [9, 26].

Определение параметра двойникования δ методом синусов (уравнение (2)) для сплава Pd_{93.5}In_{6.0}Ru_{0.5} показало, что $\delta = 0.36 \times 10^{-4}$; тогда $\alpha \approx 0.04 \times 10^{-2}$ и $\beta^* \approx 0.10 \times 10^{-2}$, то есть получен результат преобладающего формирования в сплаве дефектов двойникования. Минимальная плотность дислокаций $2.4 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (расчет по формуле (4)). Для сплава Pd₈₈Pb₁₂ выявлено существенное влияние деформационных дефектов упаковки: $\delta = 0.15 \times 10^{-3}$, что определило $\alpha = 0.76 \times 10^{-2}$. В случае остальных сплавов палладий–свинец получены малые отрицательные значения δ , что является установлением преобладающего вклада в величине χ (табл. 2) влияния дефектов двойникования [19]. Минимальная плотность дислокаций для ОКР(hkl) составила $1.3 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Среди сплавов Pd_{100-x}Pb_x ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%) для образцов с содержанием свинца в 5 и 20 масс.% установлена выраженная анизотропия эффективных размеров ОКР(100) и ОКР(111) (рис. 1, з), что свидетельствует о наличии более значительных, по сравнению с другими образцами

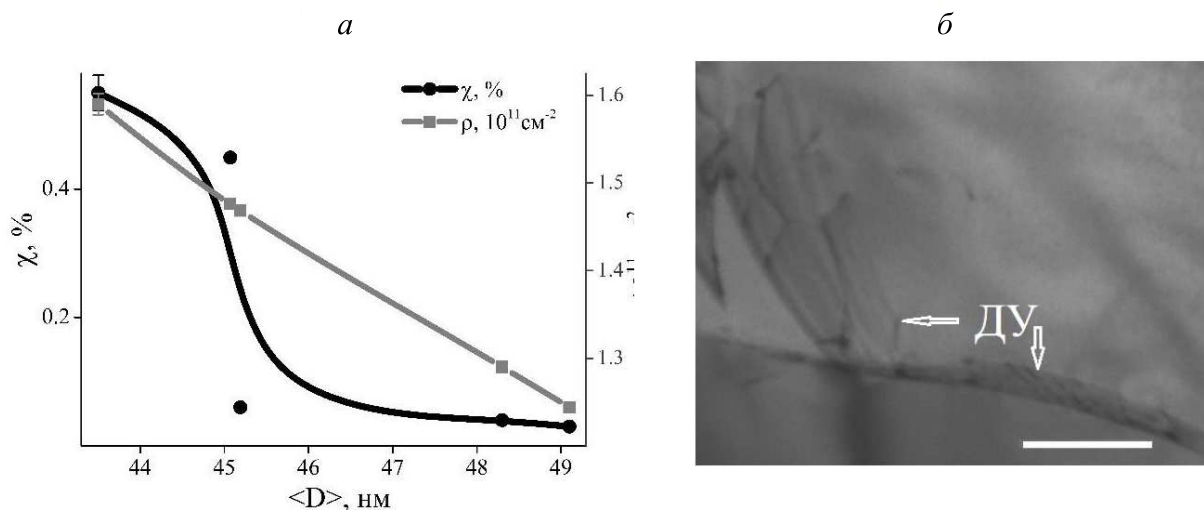


Рис. 2. *a* — минимальная плотность хаотических дислокаций и вероятность формирования ДУ в зависимости от дисперсности структуры сплавов $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%), *б* — светлопольное изображение приграничной области двух зерен сплава $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$, полученное методом просвечивающей электронной микроскопии. Масштабная метка — 200 нм

сплавов, локальных микродеформаций. Этот фактор, как установлено (рис. 2, *a*), способствует большей вероятности формирования ДУ, что объяснимо испусканием приграничной областью нанозерен частичных дислокаций Шокли, скольжение которых генерирует ДУ. На рис. 2, *б* приведено изображение приграничной области двух зерен тройного сплава $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$, полученное методом ПЭМ (условия получения приведены в [30]). Масштабная метка — 200 нм. Отмечен пластинчатый контраст, характерный для ДУ [31].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе впервые проведена оценка вероятности формирования ДУ и выполнен учет их влияния на размер блоков поликристаллической мозаики сплавов $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ и $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%), модернизация свойств которых востребована для технологических процессов сепарации водорода высокой степени чистоты.

Выявлена корреляция твердости мембранных сплавов с изменением объема элементарной ячейки палладия при его легировании.

Установлены различия в вероятности формирования ДУ для сплавов $\text{Pd}_{93.5}\text{In}_{6.0}\text{Ru}_{0.5}$ и $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$

($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%). Полученные результаты свидетельствуют о нетривиальном влиянии элементов легирования на формирование несовершенств кристаллической решетки металлических систем. Так, для сплавов $\text{Pd}_{100-x}\text{Pb}_x$ ($x=5, 8, 12, 16, 20$ масс.%) выявлена «пороговая» величина размера ОКР(hkl) в 45 нм, когда наблюдается резкое (шестикратное) уменьшение вероятности формирования ДУ.

Результаты данной работы, несомненно, имеют как фундаментальное, так и прикладное значение. С практической точки зрения результаты важны для выполнения задачи оптимизации структурно-чувствительных функциональных свойств мембранных фильтров. На фундаментальном уровне они помогут углубить понимание процессов формирования микроструктуры металлических систем.

Автор благодарит профессора А.П. Орешко за интерес к настоящей работе и полезные замечания. Также автор благодарит коллектив Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) и сотрудников Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» за плодотворное сотрудничество.

- [1] Zhao Y.H., Zhu Y.T., Liao X.Z. et al. // *Appl. Phys. Lett.* **89**. 121906. (2006).
- [2] Wu X.X., San X.Y., Liang X.G. et al. // *Materials and Design.* **47**. 372. (2013).
- [3] Qu S., An X.H., Yang H.J. et al. // *Acta Mater.* **57**. 1586. (2009).
- [4] Dasharath S.M., Koch C.C., Suhrit Mula // *Mater.*

Characterization. **110**. 14. (2015).

- [5] Burkhanov G.S., Gorina N.B., Kolchugina N.B., Roshan N.R. // *Platinum Metals Rev.* **55**, N 1. 3. (2011).
- [6] Rahimpoura M.R., Samimi F., Babapoor A. et al. // *Chem. Engn. and Proc.: Process Intensification.* **121**. 24. (2017).

- [7] Горбунов С.В., Канныкин С.В., Пенкина Т.Н. и др. // *Металлы*. № 7. 63. (2017). (*Gorbunov S.V., Kannykin S.V., Penkina T.N. et al. // Russian Metallurgy (Metally)*. 2017. 1. 54. (2017).)
- [8] Akimova O.V., Svetogorov R.D. // *Mater. Today: Proc.* **38**. 1416. (2021).
- [9] Akimova O.V., Svetogorov R.D., Ovcharov A.V., Roshan N.R. // *Membranes*. **12**. 1132. (2022).
- [10] Акимова О.В., Обчаров А.В., Рошан Н.Р. // Сборник тезисов докладов научной конференции «Ломоносовские чтения». Секция физики. С. 64. (2023). ISBN 978-5-8279-0253-9
- [11] Nyilas R.D., Kobas M., Spolenak R. // *Acta Mat.* **57**. 3738. (2009).
- [12] Ungbr T., Ribbrik G. // *IOP Conf. Series: Mat. Science and Engin.* **194**. 012003 (2017).
- [13] Zhu Y.T., Liao X.Z., Wu X.L. Narayan J. // *J. Mater. Sci.* **48**. 4467. (2013).
- [14] Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C. // *J. Mater. Res.* **17**. 5.
- [15] Yong-Hao Zhao, Xiao-Zhou Liao, Sheng Cheng et al. // *Adv. Mater.* **18**. Is. 17. 2203. (2006).
- [16] Liu R., Zhang Z.J., Li L.L. et al. // *Scientific Reports*. **5**. 9550. (2015).
- [17] Ren C.X., Wang Q., Hou J.P. et al. // *Mater. Sci. & Engin. A*. **786**. 139441. (2020).
- [18] Warren B.E. X-ray diffraction. N.Y.: Dover Publications, 1990.
- [19] Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. М.: Металлургия, 1970.
- [20] Zhu Y.T., Liao X.Z., Wu X.L. // *Progress in Mater. Science*. **57**. 1. (2012).
- [21] Гинье А. Рентгенография кристаллов. Под ред. Н.В. Белова. М.: Изд. физ.-мат. лит, 1961.
- [22] Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронооптический анализ. М.: Металлургия, 1970.
- [23] Smallman R.E., Westmacott K.H. // *Phil. Mag.* **2**. 17. 669. (1957).
- [24] Svetogorov R.D., Dorovatovskii P.V., Lazarenko V.A. // *Cryst. Research and Techn.* **55**. 1900184. (2020).
- [25] Williamson G.K., Smallman R. // *Phil. Mag.* **1**. 34. (1956).
- [26] Акимова О.В., Рошан Н.Р., Горбунов С.В. Материалы международной научно-практической конференции «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022 (ICMSSTE 2022)». Симферополь: Изд. дом КФУ, 2022.
- [27] Кривоглаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. М.: Наука, 1967.
- [28] Stokes A.R., Wilson A.J.C. // *Proc. Phys. Soc. Lond.* **56**. 174. (1944).
- [29] Williamson G.K., Hall W.H. // *Acta Metall.* **1**. 22. (1953).
- [30] Акимова О.В., Терешина И.С., Светогоров Р.Д., Горбунов С.В. // *Вестник Моск. ун-та. Сер. 3. Физика. Астрономия*. № 6. 41. (2021). (*Akimova O.V., Tereshina I.S., Svetogorov R.D., Gorbunov S.V. // Moscow Univ. Phys. Bull.* **76**. No. 6. 465. (2021)).
- [31] Howie A., Valdrui U. // *Phil. Mag.* **8**. No. 95. 1981. (1963).

Determining the presence of packing defects in palladium-based alloys by X-ray diffraction method

O.V. Akimova

*Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University
Moscow 119991, Russia
E-mail: akimova@phys.msu.ru*

Alloys studied in this work are of interest for the needs of hydrogen energy, electronics, pharmacology. The aim of the research is to reveal regularities of defect subsystems development, which is necessary for development of processes to improve performance of metallic systems. Probability of the presence in palladium-based membrane alloys of two-dimensional lattice defects affecting the structure-sensitive properties of materials — packing defects (PD) — are assessed. The analysis of lattice imperfections of Pd_{93.5}In_{6.0}Ru_{0.5} (numerical indices-mass.alloys was performed according to the results of X-ray diffraction using synchrotron radiation (SR) of the Kurchatov Research Center. The dependence of probability of PD formation from the concentration and grade of the palladium doping element has been established.

PACS: 61.72.Dd, 61.72.Nn, 61.72.Hh.

Keywords: palladium-based alloys, packaging defects, x-ray diffraction.

Received 19 September 2023.

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2024. **79**, No. 1. Pp. 58–63.

Сведения об авторе

Акимова Ольга Владимировна — науч. сотрудник; e-mail: akimova@phys.msu.ru.