

УДК 669.017.03:533.77

ИНДУЦИРОВАННЫЕ НАВОДОРОЖИВАНИЕМ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ В ПАЛЛАДИИ И ЕГО СПЛАВАХ С МЕДЬЮ, ПЛАТИНОЙ, ГАФНИЕМ И САМАРИЕМ

Г. П. Ревкевич, М. Миткова ^{*)}, А. А. Кацнельсон, В. Христов ^{*)},
Г. П. Жмурко, И. Н. Аверцева

(кафедра физики твердого тела)

Измерялось положение рентгеновских дифракционных максимумов и рассчитывались параметры решетки a для чистого палладия и его сплавов с Cu , Pt , Hf и Sm . Установлено, что при пластической деформации поверхности образцов путем шлифовки в них возникают микронапряжения, приводящие к увеличению параметра решетки кубического кристалла a , зависящему от кристаллографической ориентировки. Насыщение образцов водородом уменьшает величину микронапряжений и может даже изменить их знак.

Интерес к исследованию механических свойств и дефектной структуры палладия и его сплавов поддерживается тем обстоятельством, что эти материалы широко используются в качестве фильтров для получения водорода и его изотопов, а также тем, что они являются прекрасными катализаторами и в силу этого используются для очистки промышленных газов.

Важной характеристикой искажений структуры кристалла является изменение параметра решетки, возникающее при некоторых воздействиях на кристалл. Изменение параметра решетки a в настоящее время рассматривают с двух позиций: микроскопической и макроскопической. Первая разработана в трудах Кривоглаза [1], но, к сожалению, для ограниченного типа дефектов. Если дефекты (точечные или сферические) создают вокруг себя изотропные поля смещений, то параметр решетки кубического кристалла, найденный из положения разных дифракционных максимумов, оказывается одним и тем же: уменьшенным или увеличенным по отношению к параметру отожженного образца. В случае анизотропных полей смещений (двумерные включения, дислокационные петли и т. п.) параметр решетки a , рассчитанный из положения дифракционных максимумов с разными hkl , имеет разные значения.

С макроскопической точки зрения наблюдаемую в эксперименте зависимость величины параметра a от hkl описывают, предполагая, что внутри кристалла существуют постоянные микронапряжения σ [2]. Тогда изменение параметра решетки $\Delta a = a\sigma K$, где K зависит от индексов hkl . Немонотонное изменение параметра решетки экспериментально наблюдалось при деформировании напильником меди [3]: оказалось, что микронапряжения σ в слитке и опилках имеют противоположные знаки.

В настоящей работе изучалась дефектная структура, возникающая при наводороживании и пластической деформации палладия и его сплавов. Однако анализировались лишь те дефекты, наличие которых сказывается на изменении параметра решетки. Исследовались чистый палладий, его сплавы, образующие непрерывный ряд твердых растворов ($\text{Pd}-\text{Cu}$ и $\text{Pd}-\text{Pt}$), а также сплавы с ограниченной растворимостью ($\text{Pd}-\text{Hf}$ и $\text{Pd}-\text{Sm}$).

^{*)} Болгария.

Материалы, методика эксперимента и обработка результатов

Изучались сплавы Pd — 5 и 15 ат. % Cu, Pd — 5 и 15 ат. % Pt, Pd — 10 и 15 ат. % Hf, Pd — 4,5, 5,8 и 8,2 ат. % Sm. Образцы в виде пластин, вырезанных из слитков, шлифовались, а затем механически полировались. Часть образцов отжигалась при температуре 700°C в течение 2 ч, после отжига образцы закаливались в масло.

Насыщение образцов водородом проводилось при комнатной температуре электрохимическим методом (электролит — 4%-й водный раствор NaF). Первоначально все образцы насыщались при плотности тока $j=40$ мА/см² в течение 15 мин.

Измерения проводили на рентгеновском дифрактометре АДП-1 на монохроматическом Cu-K_α излучении. Использовалась схема $\theta-2\theta$. При такой схеме съемки в образовании данного дифракционного максимума (hkl) поликристаллического образца участвуют лишь те области когерентного рассеяния (кристаллиты), для которых плоскости (hkl) параллельны внешней поверхности образца. Дифрактограммы записывались на ленту самописца «Endim-61.021» при скорости движения счетчика 1/16 град/мин. Ширина щели перед счетчиком 0,1 мм. Определялось положение дифракционных максимумов и по экспериментальным значениям угла дифракции 2θ рассчитывался параметр решетки a . При указанных условиях съемки определяется параметр a по нормали к поверхности образца, т. е. вдоль потока атомов водорода. Точность определения параметра $a_{\text{анп}}$ для отожженных образцов составляла 0,001 Å, для деформированных — 0,002 Å.

Для отожженных образцов параметр решетки $a_{\text{анп}}$ определялся методом наименьших квадратов, в качестве экстраполяционной функции использовали $\cos^2 \theta$. Соответствующие поправки на неточность юстировки гониометра вводились в экспериментально найденные величины параметра решетки a для всех деформированных и наводороженных образцов.

Для анализа экспериментально найденных величин a_{exp} использовалось выражение [4]

$$a_{\text{exp}} = a + a\sigma K. \quad (1)$$

Для микронапряжений, действующих перпендикулярно к поверхности образца,

$$K = S_{12} + (S_{11} - S_{12} - S_{44}/2) \frac{h^2 k^2 + l^2 k^2 + h^2 l^2}{(h^2 + k^2 + l^2)^2},$$

где S_{11} , S_{12} , S_{44} — постоянные упругой податливости, a — параметр решетки кристалла в отсутствие микронапряжений. Поскольку K — величина отрицательная, то при отрицательной величине σ значение $\Delta a = a\sigma K$ будет положительным, т. е. происходит зависящее от ориентировки увеличение параметра решетки вдоль направления, перпендикулярного к поверхности образца. Приращение параметра решетки максимально вдоль направления [100] и минимально вдоль направления [111]. Следовательно, величина a , найденная по положению дифракционных максимумов (200) и (400), будет больше, чем величина a , найденная из положения дифракционных максимумов (111) и (222). Если σ положительно, то наоборот, $a_{200} < a_{111}$. Значения a и σ определялись из (1) методом наименьших квадратов. Ниже речь будет идти об α -фазе палладия и сплавов Pd—Me—H.

Результаты эксперимента

На рис. 1 в качестве примера приведен дифракционный максимум (200) для отожженного (кривая 1) и деформированного (кривая 2) образцов сплава Pd—15 ат. % Си. Видно, что деформация приводит к существенному смещению ($0,25^\circ$) максимума в области малых углов.

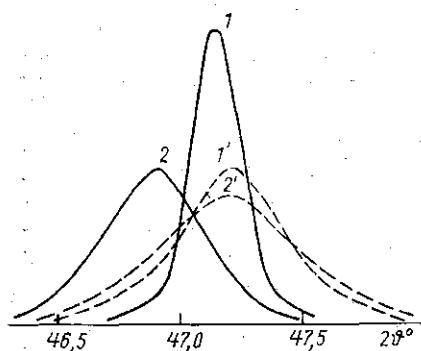


Рис. 1

Насыщение водородом как отожженного, так и деформированного образцов, наоборот, смещает дифракционные максимумы в область больших углов (кривые 1' и 2' соответственно).

На рис. 2 приведены результаты расчетов a_{hkl} для образцов сплава Pd—15 ат. % Си после отжига (пунктирная прямая) и пластической деформации (точки на рис. 2, а). Расчеты проводились по всем линиям дифрактограммы. Естественно, для отожженного образца величина a_{hkl} (в пределах точности ее определения) не зависит от индексов hkl . В деформированном образце все a_{hkl} больше a_{ann} .

Кроме того, видно, что приращение параметра решетки оказывается разным для разных кристаллографических направлений: оно максимально для максимумов (200) и (400) (направление [100]) и минимально для максимумов (111) и (222) (направление [111]). Расчет по (1) позво-

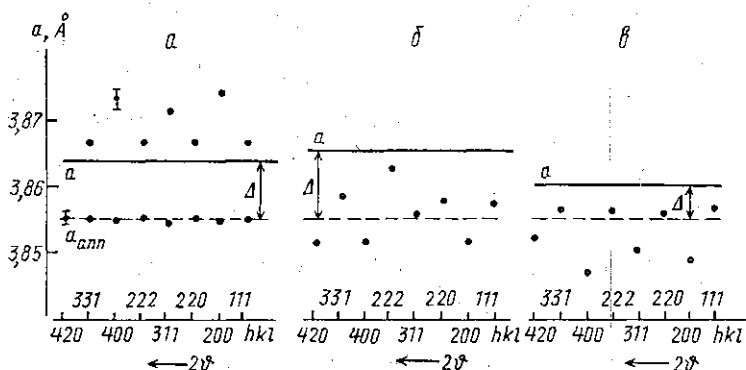


Рис. 2

ляет найти a и σ . Величина a в виде прямой линии отложена на том же рисунке. Помимо увеличения параметра, разного в зависимости от величины K , за счет микронапряжений σ наблюдается изотропное увеличение параметра $\Delta = a - a_{ann}$. Соотношения $a_{111} < a_{200}$ и $a > a_{ann}$ были получены для всех исследованных образцов в деформированном состоянии.

Найденные из эксперимента величины a_{hkl} и рассчитанные по формуле (1) значения a для образцов сплава Pd—15 ат. % Си после их насыщения водородом приведены на рис. 2, б и в. Для отожженного образца (рис. 2, б) видно, что насыщение приводит к росту a и одновременному возникновению положительных микронапряжений, так что

$\Delta a = a\sigma K$ оказывается отрицательным. Для деформированного образца (рис. 2, в) насыщение не только изменяет знак $\Delta a = a\sigma K$, но и уменьшает $\Delta a = a - a_{\text{анн}}$. Тем не менее a больше $a_{\text{анн}}$.

Однако если для чистого палладия и сплавов Pd—Cu и Pd—Pt чтобы изменить знак σ , достаточно одного насыщения в течение 15 мин при плотности тока 40 мА/см², то для сплава Pd—Hf и особенно для сплава Pd—Sm требуются большие плотность тока и время насыщения.

Для сплава Pd — 15 ат. % Hf после второго наводороживания в течение 60 мин при плотности тока 40 мА/см² величина σ увеличивается от —50 до —10 кг/мм². Последующее вылеживание этого образца на воздухе при комнатной температуре в течение 500 ч практически не изменяет величину σ ($\sigma = -5$ кг/мм²). Интересно отметить, что отжиг при 400°C в течение 4 ч другого предварительно деформированного образца сплава Pd — 15 ат. % Hf увеличивает σ от —75 до —25 кг/мм². Отжиг в тех же условиях деформированного образца сплава Pd — 10 ат. % Hf приводит к нулевым значениям микронапряжений (в деформированном состоянии $\sigma = -50$ кг/мм²).

Изучались 4 образца сплава Pd—Sm. Во всех образцах после пластической деформации значения σ имели отрицательный знак, причем абсолютная величина σ была тем больше, чем больше в сплаве была концентрация самария. При увеличении концентрации самария от 4,5 до 8,2 ат. % абсолютное значение σ возрастало от 50 до 90 кг/мм².

Два образца сплава Pd — 8,2 ат. % Sm после пластической деформации обрабатывались по разной программе: один из них (№ 1)

Таблица 1

Величина микронапряжений σ в образцах сплава Pd — 8,2 ат. % Sm при различных обработках

Образец № 1		Образец № 2	
Последовательность обработок	σ , кг/мм ²	Последовательность обработок	σ , кг/мм ²
Шлифовка и полировка	—85	Шлифовка и полировка	—100
Отжиг (400°C, 4 ч)	—105	Наводороживание (15 мин, $j = 40$ мА/см ²)	—60
Отжиг (400°C, 4 ч)	—110	Вылеживание (170 ч)	—95
Наводороживание (15 мин, $j = 40$ мА/см ²)	—135	Наводороживание (60 мин, $j = 40$ мА/см ²)	—20
Наводороживание (60 мин, $j = 40$ мА/см ²)	—135	Вылеживание (300 ч)	—80
		Наводороживание (60 мин, $j = 80$ мА/см ²)	+40
		Вылеживание (24 ч)	+10
		Вылеживание (100 ч)	—40

Примечание. Образцы вылеживались на воздухе при комнатной температуре. Точность $\Delta\sigma = \pm 10$ кг/мм².

дважды отжигался при температуре 400 °C в течение 4 ч, а затем насыщался водородом; другой (№ 2) насыщался водородом после пластической деформации.

Величины σ в зависимости от проведенных обработок для образца № 1 приведены в табл. 1. Видно, что отжиг сплава этого состава, находящегося в двухфазной области диаграммы состояния [5], увеличивает величину отрицательных микронапряжений, равно как и последующее насыщение водородом. Этот результат можно объяснить тем, что в сплаве при отжиге начинается процесс распада, а последующее наводороживание его поддерживает (это видно из того, что дифракционные максимумы продолжают раздвигаться).

Процесс развития дефектной структуры, приводящий к возникновению микронапряжений, в образце № 2 оказывается другим (см. табл. 1). Наводороживание приводит к увеличению σ , причем тем большему, чем большее количество водорода входит в образец (отметим, что в сплаве этого состава β -фаза (гидрид) не образуется). Однако вылеживание образца при комнатной температуре уменьшает σ . Для образцов с меньшим содержанием самария (4,5 и 5,8 ат.%) после двух-трех циклов «насыщение водородом — вылеживание» происходит стабилизация состояния, характеризуемого наличием положительных микронапряжений. Так, для сплава Pd—5,8 ат.% Sm величина $\sigma = +100$ кг/мм² сохраняется в течение 1500 ч, а для сплава Pd—4,5 ат.% Sm величина $\sigma = +20$ кг/мм² сохраняется в течение $20 \cdot 10^3$ ч.

Обсуждение результатов

Микронапряжения. В [1] были теоретически рассчитаны изменения периодов решетки для нескольких моделей дефектного кристалла и показано, что для некоторых из них возможно зависящее от направления изменение параметра решетки кубического кристалла. Эти расчеты проведены, например, для модели кристалла с дискообразными включениями ориентировки {111} (эффект оказывается особенно сильным, если включения распределены скоррелировано), а также для модели кристалла с дислокационными петлями ориентировки {111} достаточно большого размера. Следует отметить, что собственно анизотропия кристалла при равноосных дефектах дает эффект, который не может быть обнаружен (ввиду малости) в нашем эксперименте.

Наши экспериментальные результаты отличаются от результатов расчетов, и мы сейчас не можем указать конкретного вида дефектов, наличие которых обеспечивает наблюдаемые нами закономерности. Тем не менее сравнение полученных нами данных для разных сплавов и обработок, а также изучение интенсивности диффузного фона позволяют высказать ряд соображений.

В палладии, в сплавах Pd—Pt и Pd—Cu, вероятнее всего, дефектами являются дислокационные петли, а в сплаве Pd—Sm — выделения новой фазы. При наводороживании возникают дислокационные петли вакансионного типа, действие которых может компенсировать уже имеющийся сдвиг дифракционных максимумов.

В табл. 2 приведены величины σ для образцов твердых растворов в деформированном состоянии; там же указана разность размеров атомов металла и палладия $\Delta r = r_{Me} - r_{Pd}$. Видно, что независимо от знака Δr обнаруживается тенденция роста абсолютной величины σ при увеличении модуля Δr , что становится особо заметным по мере роста концентрации второго компонента. Для сплавов Pd—Pt и Pd—

Таблица 2

Величины микронапряжений σ и $(a - a_{\text{анн}})$ в палладии и сплавах Pd—Cu, Pd—Pt и Pd—Hf при различных обработках

Сплав	Концентрация 2-го компонента, ат. %	$\Delta r, \text{\AA}$	$\sigma, \text{кг/мм}^2$			$(a - a_{\text{анн}}) \text{\AA}$		
			1	2	3	1	2	3
Pd	—	—	—20	+25	+10	0,005	0,005	0,005
Pd—Pt	5	+0,01	—30	+40	—10	0,005	0,010	0,007
	15		—30	+45	+35	0,006	0,006	0,011
Pd—Cu	5	—0,09	—35	+35	+10	0,010	0,007	0,007
	15		—50	+60	+50	0,009	0,006	0,011
Pd—Hf	10	+0,22	—50	0				
	15		—60	—10				

Примечание. 1 — состояние после пластической деформации, 2 — состояние после пластической деформации и последующего наводороживания (15 мин, $j = 40 \text{ мА/см}^2$), 3 — состояние после отжига и последующего наводороживания (15 мин, $j = 40 \text{ мА/см}^2$). Точность: $\Delta\sigma = \pm 10 \text{ кг/мм}^2$ (1,2) и $\pm 5 \text{ кг/мм}^2$ (3), $[(a - a_{\text{анн}})] = \pm 0,002 \text{ \AA}$ (1,2) и $\pm 0,001 \text{ \AA}$ (3).

Сп насыщение образцов водородом приводит к тому, что σ меняет знак на противоположный. Эффект роста σ с увеличением концентрации второго компонента особенно заметен для сплава Pd—Cu.

Выше уже говорилось о том, что отжиг сплавов Pd—Hf приводит к росту σ . Сопоставление этих результатов с данными, приведенными в табл. 2, позволяет выдвинуть гипотезу о том, что в процессе наводороживания возникают дефекты, которые аннигилируют с уже имеющимися дефектами, создающими микронапряжения с отрицательным знаком. Это вызывает уменьшение абсолютной величины σ . Затем, по мере роста плотности дефектов, микронапряжения меняют знак и становятся положительными.

В соответствии с этой гипотезой следовало ожидать, что насыщение водородом отожженных образцов должно приводить к возникновению в них положительных микронапряжений. Это и наблюдается в четырех из пяти случаев (см. табл. 2), выпадает лишь результат для сплава Pd—5 ат. % Pt. Однако есть одно обстоятельство, которое позволяет предположить, что это выпадение не является случайным.

Действительно, как показывают данные табл. 1, при одних и тех же условиях наводороживания для деформированных и отожженных образцов получаются существенно разные результаты: приращение величины σ для деформированных образцов составляет 40—100, а для отожженных — всего лишь 10—50 кг/мм^2 . Это означает, что скорость нарастания плотности дефектов, возникающих при насыщении водоро-

дом образцов, находящихся в разных структурных состояниях (деформированное и отожженное), оказывается разной. Возможно также, что в зависимости от исходного состояния в образцах возникают разные дефекты, которые затем по-разному эволюционируют.

Еще более отчетливо неодинаковость воздействия водорода видна для сплава Pd—Sm. В образце сплава Pd—8,2 ат. % Sm, который отжигался, наводороживание поддерживает процесс распада. При этом величина σ только увеличивается по модулю (см. табл. 1), но сохраняется отрицательной. В другом образце того же состава, где процессы распада идут неявно, действие наводороживания сначала проявляется так же, как и в сплавах с непрерывной растворимостью, т. е. абсолютная величина σ уменьшается, а затем σ меняет знак на противоположный. Однако при вылеживании σ как бы возвращается к исходной величине. При меньшем содержании самария наводороживание создает устойчивые дефекты, характерные для чистого палладия и сплавов Pd—Cu и Pd—Pt. Заметим, что для создания устойчивых дефектов в этих сплавах Pd—Sm требуется существенное повышение плотности тока и времени насыщения.

Параметры решетки a . Начнем обсуждение с деформированных образцов, поскольку для них изменение a обусловлено лишь дефектами, возникающими при деформации. В табл. 2 приведены величины $(a - a_{\text{анн}})$ в зависимости от концентрации меди и платины. Данные для чистого палладия служат как бы реперными точками, с которыми ведется сравнение, поскольку относительные изменения параметра решетки определяются более точно, чем абсолютные.

Из табл. 2 видно, что для сплавов Pd—Cu величина $(a - a_{\text{анн}}) = -0,009 \text{ \AA}$, т. е. почти в два раза больше, чем для чистого палладия и сплавов Pd—Pt. Согласно [6], в сплаве Pd—15 ат. % Cu наблюдается кластерный ближний порядок, причем пластическая деформация приводит к росту как размеров кластеров, так и их числа. При переходе от отожженного состояния к деформированному общий объем атомов, входящих в кластеры, увеличивается в 1,5 раза. По-видимому, именно рост числа кластеров и их размеров приводит к росту a .

Насыщение водородом деформированных образцов сплава Pd—Cu уменьшает a . Это означает, что аддитивное наложение эффектов деформации и наводороживания не наблюдается. По-видимому, это связано с тем, что атомы водорода в основном не входят в октаэдрические пустоты с образованием твердого раствора внедрения, а взаимодействуют с дефектами. Этот вывод подтверждается результатами, полученными в работе [6] для сплава Pd—15 ат. % Cu, где было показано, что в деформированном сплаве при насыщении его водородом образуются плоские микропустоты, ориентированные по плоскостям (111). Образование микропустот такой ориентировки не будет казаться удивительным, если учесть, что в чистом палладии и сплавах Pd—Cu при деформации шлифованием возникают деформационные дефекты упаковки. Вероятность α появления дефекта упаковки в палладии равна $2 \cdot 10^{-3}$; она увеличивается при добавлении в палладий меди (до $5,5 \cdot 10^{-3}$ для сплава Pd—15 ат. % Cu) [7].

Увеличение параметра a за счет пластической деформации практически одинаково в чистом палладии и его сплавах с платиной и равно $0,005 \text{ \AA}$. Обеспечить рост a могут либо межузельные атомы, либо дислокационные петли малого размера также межузельного типа [1]. Насыщение водородом деформированных образцов чистого палладия и сплава Pd—15 ат. % Pt не меняет параметра решетки. Однако в сплаве Pd—5 ат. % Pt параметр a возрастает еще на $0,005 \text{ \AA}$. Та-

ким образом, для сплава Pd—Pt—H наблюдается немонокотное изменение и этого параметра при изменении концентрации платины. По-видимому, такая немонокотность связана с тем, что в деформированном сплаве Pd—5 ат. % Pt замедлена скорость эволюции дефектной структуры.

Наводороживание отожженных образцов приводит к росту a , причем рост тем больше, чем больше концентрация меди и платины. Согласно исследованиям, проведенным на чистом палладии и ряде его сплавов [8], было установлено, что при добавлении одного атома водорода на один атом палладия параметр решетки a возрастает на 0,24 Å. Поскольку в α -фазе твердого раствора Pd—H на один атом палладия приходится 0,02 атома водорода [9], то найденное нами увеличение параметра решетки чистого палладия (0,005 Å) можно считать связанным с растворением в палладии именно такого количества водорода.

Согласно диаграмме состояния сплава Pd—Pt—H [10], параметр a в α -фазе должен расти с ростом содержания платины: для сплава Pd—5 ат. % Pt—H этот прирост составляет 0,01 Å, а для сплава Pd—15 ат. % Pt—H—0,02 Å. Эксперимент дает вдвое меньшее приращение параметра a . Аналогичный результат наблюдается нами и для сплавов Pd—Cu—H.

В работе [6] было показано, что при насыщении водородом отожженного образца сплава Pd—15 ат. % Cu в нем образуются одиночные вакансии в количестве $\sim 1\%$. Для отожженного образца сплава Pd—15 ат. % Pt, как установлено в работе [11], после наводороживания и вылеживания в течение $2 \cdot 10^3$ ч при комнатной температуре существуют дислокационные петли малого радиуса и микропустоты сферической формы, что может быть результатом коагуляции одиночных вакансий. Если весь дифракционный эффект отнести за счет микропустот, то их объем составит 1—2%. Для чистого палладия изучение диффузного фона не проводилось.

Таким образом, наблюдаемое в эксперименте увеличение параметра решетки a при наводороживании есть результат, как минимум, двух факторов: образования α -твердого раствора внедрения (для атомов водорода) и образования твердого раствора вычитания (для вакансий).

Для сплава Pd—Hf не было проведено столь подробных исследований. Однако неизменность параметра решетки a при насыщении сплавов Pd—Hf (10 и 15 ат. % Hf) водородом свидетельствует о том, что и в этом случае на параметр a оказывают влияние оба указанных выше фактора.

Для сплавов Pd—Sm мы не рассматриваем изотропное изменение параметра решетки a , поскольку в сплаве идет распад, и изменение параметра решетки происходит прежде всего за счет изменения концентрации самария.

Заключение

Экспериментально установлено, что при электрохимическом насыщении водородом литых отожженных образцов палладия и сплавов Pd—Cu, Pd—Pt, образующих непрерывный ряд твердых растворов, в них возникают микронапряжения. Наличие микронапряжений приводит к зависящему от кристаллографической ориентировки уменьшению параметра решетки a (вдоль потока атомов водорода). Этот эффект накладывается на изотропное увеличение параметра решетки. Изо-

тропное увеличение параметра решетки меньше того, какое должно наблюдаться в том случае, если при образовании α -твердого раствора Pd—Me—H весь водород внедряется в октаэдрические пустоты.

Пластическая деформация поверхности образцов (шлифовка с последующей полировкой) создает в палладии и его сплавах с медью, платиной, гафнием и самарием микронапряжения противоположного знака. Это приводит к зависящему от кристаллографической ориентировки (по отношению к поверхности образца) увеличению параметра решетки a . Одновременно наблюдается и изотропное увеличение параметра решетки a . Абсолютная величина микронапряжений зависит от состава сплава (минимальна для чистого палладия и сплава Pd—Pt) и концентрации второго компонента.

Последующее насыщение деформированных образцов водородом уменьшает абсолютную величину микронапряжений σ и даже изменяет их знак. Режимы насыщения, необходимые для изменения знака σ , оказываются существенно разными для разных сплавов. При наводороживании состояние, характеризующее наличием микронапряжений, может быть застabilизировано на достаточно длительное время, особенно при условии, что образец прошел несколько циклов «насыщение водородом — дегазация».

По-видимому, дефекты, ответственные за возникновение микронапряжений, являются вторичными по отношению к дефектам, приводящим к изотропному изменению параметра решетки a . В зависимости от исходного состояния образца в нем при наводороживании и после него скорость трансформации дефектной структуры оказывается разной. Поэтому в эксперименте обнаруживаются преимущественно либо дефекты, наличие которых приводит к более заметному изотропному увеличению параметра решетки, либо дефекты, приводящие к возникновению таких микронапряжений, что параметр решетки уменьшается вдоль направления потока атомов водорода.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Кривоглаз М. А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. Киев, 1983. [2] Greenough G. B. *Progress in Metal Physics*. L.; N. Y., 1952. [3] Вишняков Я. Д., Дубровина Л. Н., Уманский Я. С., Хаймович В. С. // Заводская лаборатория. 1967. 33, № 3. С. 297. [4] Chatter S. K., Halder S. K., Sen Gupta S. P. // *J. Appl. Phys.* 1976. 47, N 2. P. 411. [5] Sakamoto Y., Takao K., Takeda S., Takeda T. // *J. Less. Common Metals*. 1989. 152, N 10. P. 127. [6] Ревкевич Г. П., Кацнельсон А. А., Христов В., Князева М. А. // Изв. АН СССР, Металлы. 1990. № 4. С. 180. [7] Ревкевич Г. П., Христов В. Деп. ВИНТИ № 935-В 87. М., 1987. [8] Водород в металлах/Под ред. Г. Алефельда, И. М. Фелькля. М., 1981. Т. 2. [9] Левинский Ю. В. Диаграммы состояния. М., 1975. [10] MacLan A., Flanagan Ted B. // *J. Phys. Chem.* 1964. 68, N 6. P. 1419. [11] Христов В., Ревкевич Г. П., Кацнельсон А. А. // Трета национална младежка школа с международно участие «Нови материали и технологии». Варна, България, 1988. С. 146.

Поступила в редакцию
10.03.93