

ГИДРИРОВАНИЕ СПЛАВОВ TiMo ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ ВОДОРОДА

© 2016 г. С. А. Лушников*,¹, Э. А. Мовлаев*, И. А. Бобриков**,
В. Г. Симкин**, В. Н. Вербецкий*

*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Россия, 119991 Москва, Ленинские горы, 1

**Объединенный институт ядерных исследований, Россия, 171980 Московская обл., Дубна, ул. Ис. Кюри, 6

¹e-mail: lushnikov@hydride.chem.msu.ru

Поступила в редакцию 18.06.2015 г.

Изучено взаимодействие сплавов $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ с водородом и построены изотермы десорбции водорода при давлении до 250 МПа. При высоком давлении водорода образуются гидридные фазы $Ti_{0.40}Mo_{0.60}H_{1.1}$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}H_{0.8}$. По данным рентгенофазового анализа, образованные гидриды содержали фазы с объемноцентрированной и гранецентрированной кубическими решетками типа CaF_2 . Методом дифракции нейтронов исследована структура дейтерида на основе сплава $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$, определены типы позиций и их заселенность атомами дейтерия.

Ключевые слова: гидриды, изотермы десорбции, дифракция нейтронов

DOI: 10.7868/S0002337X16110087

ВВЕДЕНИЕ

Гидриды интерметаллических соединений и сплавов металлов являются перспективными материалами для компактного и безопасного хранения водорода [1, 2]. В литературе подробно изучено взаимодействие водорода со сплавами на основе титана и молибдена при низком давлении (до 10 МПа) [3–8]. Например, в работе [3] исследовали взаимодействие сплавов Ti–Mo с содержанием молибдена от 7 до 60 мас. % (от 5 до 46 ат. %) с водородом при давлении 0.1 МПа. Полученные гидриды, по результатам РФА, имели гранецентрированную (ГЦК) решетку со структурой CaF_2 . Установлено, что с увеличением концентрации молибдена в сплаве содержание водорода в гидриде и температура его выделения уменьшаются.

Взаимодействие смеси водорода и дейтерия со сплавами Ti–Mo с содержанием молибдена от 3 до 40 ат. % изучено в работе [4]. Результаты исследований показали, что водород и дейтерий реагируют со сплавами различным образом, и это позволяет использовать такие сплавы для разделения изотопов. С увеличением массовой доли молибдена в сплаве увеличивается и количество дейтерия, поглощаемого из газовой смеси, который затем остается в сплаве в виде твердого раствора. При тех же условиях водород практически не абсорбируется. Авторы полагают, что такая селективность связана с различным типом пустот, которые предпочитают заполнять в решетке сплавов водород и дейтерий.

В работе [5] изучены гидриды сплавов Ti–Mo с различным содержанием молибдена – от 5 до 40 мас. % (от 4 до 30 ат. %), и проанализировано изменение параметров их решетки. Параметр объемноцентрированной (ОЦК) решетки исходных сплавов Ti–Mo уменьшается при увеличении содержания Mo. После гидрирования пяти образцов сплавов Ti–Mo, содержащих 5, 10, 20, 30 и 40 мас. % молибдена (4, 7, 16, 23 и 30 ат. %), в образованных гидридных фазах атомное отношение атомов водорода и металлов $H/M = 0.99$. Результаты РФА показали, что все образцы гидридных фаз имеют ГЦК-решетку. Параметр решетки гидридных фаз возрастает с увеличением содержания Mo и достигает максимального значения при $Mo \approx 10$ мас. %. С дальнейшим увеличением содержания Mo в составе сплавов параметр решетки уменьшается. В то же время, параметр ОЦК-решетки исходных сплавов Ti–Mo уменьшается при увеличении содержания Mo. Равновесное давление образованных продуктов гидрирования при комнатной температуре постепенно возрастает с увеличением содержания молибдена.

Методами рентгеновской дифракции и сканирующей электронной микроскопии было изучено изменение структуры продуктов гидрирования сплавов Ti–Mo, содержащих до 15 ат. % молибдена, в процессе десорбции водорода при отжиге [6]. Было установлено, что при десорбции водорода из δ -гидридной фазы сплава Ti–Mo с ГЦК-решеткой, аналогичной δ -гидридной фазе с

ГЦК-решеткой существующей в системе Ti–H₂, происходит образование β-фазы с ОЦК-решеткой. При снижении температуры десорбции образованная неупорядоченная δ-фаза (H/M ~ 0.55–0.85) трансформируется в ε-фазу с тетрагональной решеткой, соответствующей ε-фазе в системе Ti–H₂. В то же время, концентрация водорода в изученных соединениях находится между значениями его концентрации в γ-фазе и ε-фазе в системе Ti–H₂, но лежит ближе к значению для γ-фазы. С увеличением содержания молибдена в сплаве происходит расширение области существования ε-фазы.

В [7] измерены изотермы абсорбции–десорбции водорода для сплавов Ti–Mo с легирующими добавками Zr, Sc, Y, Al. Установлено, что легирующие элементы оказывают влияние на величину равновесного давления, наклон и протяженность плато на полученных изотермах.

В работе [8] экспериментально измерены изотермы десорбции водорода гидридов сплавов Ti–Mo, содержащих 23, 33, 50 и 66 ат. % молибдена при 40°C и давлении до 10 МПа. Установлено, что с увеличением количества молибдена в сплаве образование гидридной фазы происходит при более высоком давлении. Например, для сплава состава TiMo_{1.96} (соответствует Ti_{0.34}Mo_{0.66}) на изотерме при температуре 40°C плато не обнаружено, в то время как для остальных соединений на изотермах присутствует наклонное плато. На основе построенных изотерм для изученных систем рассчитали термодинамические функции. Показано, что величина энтальпии фазового перехода β–γ в системах сплав–водород в ряду сплавов Ti₂Mo, Ti_{1.24}Mo и TiMo (Ti_{0.67}Mo_{0.33}, Ti_{0.55}Mo_{0.45} и Ti_{0.50}Mo_{0.50}) снижается, и это подтверждает уменьшение стабильности гидридных фаз с повышением доли Mo в сплаве. Проведенный РФА для образцов гидридных фаз показал, что они имеют незначительно расширенную ОЦК-решетку в случае образования β-фазы твердого раствора и ГЦК-решетку для γ-фазы. При этом параметр решетки β-фазы уменьшается при увеличении содержания молибдена в исходном сплаве.

Структура образцов гидридов, образующихся при десорбции водорода из δ-гидридной фазы с ГЦК-решеткой на основе сплавов Ti–Mo, изучена рентгенографическим методом *in situ* в работе [9]. Синтез гидридов провели для серии сплавов, содержащих 5, 10, 15, 20, 25 и 40 мас. % молибдена (4, 7, 11, 16, 20 и 30 ат. %). При десорбции гидридов было обнаружено, что в интервале температур 293–1173 К δ-гидридная фаза переходит в β-гидридную фазу с ОЦК-решеткой. При увеличении содержания Mo в сплаве параметры решетки δ- и β-гидридных фаз уменьшаются.

В работе [10] при малоугловом рентгеновском рассеянии исследовали структуру образцов гид-

ридов сплавов Ti–Mo с содержанием молибдена от 5 до 20 мас. % (от 4 до 16 ат. %). Установлено, что образцы гидридных фаз имеют ГЦК-решетку, в то время как все исходные сплавы имели решетку ОЦК, кроме сплава с содержанием 5 мас. % Mo (4 ат. %) с гексагональной структурой.

В ряде работ исследовали структуру гидридных фаз на основе сплавов Ti–Mo не только методами рентгенографического анализа, но и методом нейтронной дифракции в связи с чувствительностью нейтронов к водороду, в особенности к дейтерию. Так, например, в работе [11] исследовали структуру дейтерида сплава Ti–Mo, содержащего 33 ат. % молибдена. Такой состав сплава позволил получить нейтронограмму только подрешетки дейтерия. На основе полученных данных была установлена, δ-фаза с ГЦК-решеткой, в которой атомы дейтерия расположены в тетраэдрических пустотах.

В работе [12] методом нейтронной дифракции исследовали структуру дейтеридов сплавов Ti–Mo с содержанием Mo от 5 до 40 ат. %. Установлено, что при давлении 15 МПа происходит образование дейтеридов с соотношением 0.8–0.85 D/M. Дейтериды имеют структуру δ-гидридной фазы Ti с ГЦК-решеткой, с увеличением содержания молибдена в сплаве параметр решетки дейтеридов уменьшается. Проведенный анализ уширения линий на нейтронограммах позволил установить, что деформация металлической подрешетки дейтеридов зависит от содержания молибдена в исходных сплавах.

На основе литературных данных можно сделать предположение, что при высоком давлении водорода возможен синтез гидридных фаз на основе сплавов Ti–Mo с большим содержанием Mo. В настоящей работе с помощью РФА и нейтронной дифракции исследовали системы Ti_{0.40}Mo_{0.60}–H₂ и Ti_{0.34}Mo_{0.66}–H₂ при высоком давлении водорода.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Сплавы были приготовлены из чистых металлов в электродуговой печи в инертной атмосфере. Синтез гидридов и исследование равновесия в системах “сплав–водород” проводили при давлении водорода до 250 МПа и температурах 20, –20°C и –35°C. Схема установки и методика проведения измерений приведены в работе [13]. Рентгенографические данные получены на дифрактометрах Гинье и Ригаку (CuK_α-излучение). Образцы гидридов, синтезированные при высоком давлении водорода, перед рентгеновской съемкой предварительно пассивировали на воздухе. Для этого автоклав с образцом при высоком давлении водорода охлаждали до температуры жидкого азота (77 К) и затем снижали давление до атмосферного. После этого открытый автоклав с образцом помещали в

Таблица 1. Параметры решетки сплавов $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$, $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$ и продуктов их гидрирования

Образец	Тип решетки	a , нм	$V \times 10^3$, нм ³	$\Delta V/V$, %
$Ti_{0.40}Mo_{0.60}$	ОЦК	0.3176(2)	32.0	—
$Ti_{0.40}Mo_{0.60}H_{1.1}$ *	ОЦК	0.3257(2)	35.0	9
	ГЦК	0.4426(2)	87.0	36
$Ti_{0.34}Mo_{0.66}$	ОЦК	0.3166(3)	31.7	—
$Ti_{0.34}Mo_{0.66}H_{0.8}$ *	ОЦК	0.3236(3)	33.9	7
	ГЦК	0.4378 (3)	83.9	32

* Содержание водорода определяли методом высокотемпературной экстракции водорода.

жидкий азот и выдерживали в течение 1 ч. При этом образец в автоклаве находился в контакте с воздухом при температуре, близкой к температуре жидкого азота (77 К).

Количество водорода в гидрированных образцах дополнительно контролировали методом высокотемпературной вакуумной экстракции. Определение положений заполненных водородом междоузлий в решетке гидридов проводили методом нейтронной дифракции. Для снижения некогерентного рассеяния вместо водорода использовали дейтерий и нейтронографические данные получали на дейтерированных образцах. Эксперименты были выполнены с использованием времяпролетной методики на Фурье-дифрактометре высокого разрешения, расположенном на реакторе ИБР-2 (ОИЯИ г. Дубна).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Из данных [14, 15] известно, что в системе Ti–Mo в области высоких температур (более 1000°C) во всем интервале концентраций титана и молибдена образуется твердый раствор. По данным РФА, сплавы $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ имели ОЦК-решетку с параметрами, близкими к значениям [8]. Сравнение параметров решетки сплавов показывает, что с увеличением содержания молибдена параметры решетки закономерно уменьшаются (табл. 1).

Построенные изотермы абсорбции и десорбции водорода в системах $Ti_{0.34}Mo_{0.66}-H_2$ и $Ti_{0.40}Mo_{0.60}-H_2$ приведены на рис. 1. В отличие от металлического титана взаимодействие водорода со сплавами $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ и $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$ даже в первом цикле протекало при комнатной температуре и давлении 5–10 МПа с высокой скоростью, практически без индукционного периода. На изотермах в системе $Ti_{0.40}Mo_{0.60}-H_2$ при температуре 20°C можно выделить два характерных участка. При комнатной температуре и давлении до 43 МПа происходит абсорбция водорода с образованием гидридной фазы состава $Ti_{0.40}Mo_{0.60}H_{0.5}$.

Дальнейшее повышение давления сопровождается дополнительным поглощением водорода, и при 210 МПа образуется гидридная фаза состава $Ti_{0.40}Mo_{0.60}H_{1.0}$. На участке в интервале давлений 1–80 МПа реакция абсорбции водорода обратимая, т.е. абсорбированный водород выделяется при снижении давления. При пониженной температуре (–35°C) содержание водорода в гидридной фазе возрастает до 1.1–1.2 н/м.

Увеличение содержания молибдена в сплаве приводит к значительному изменению изотерм десорбции водорода. Как видно из данных, представленных на рис. 1, в системе $Ti_{0.34}Mo_{0.66}-H_2$ максимальное содержание водорода в гидридной фазе при 180 МПа (–20°C) соответствует составу 0.5 н/м. Так же как и в $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$, в этом интервале давлений и температур абсорбция водорода в $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ обратима. Исходя из представленных

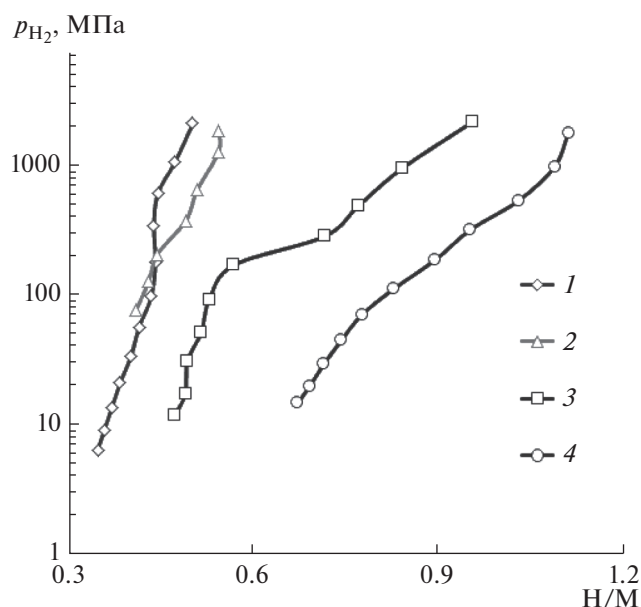


Рис. 1. Изотермы десорбции водорода в системе $Ti_{0.34}Mo_{0.66}-H_2$ при температурах 20 (1), –20°C (2) и в системе $Ti_{0.40}Mo_{0.60}-H_2$ при 20 (3), –35°C (4).

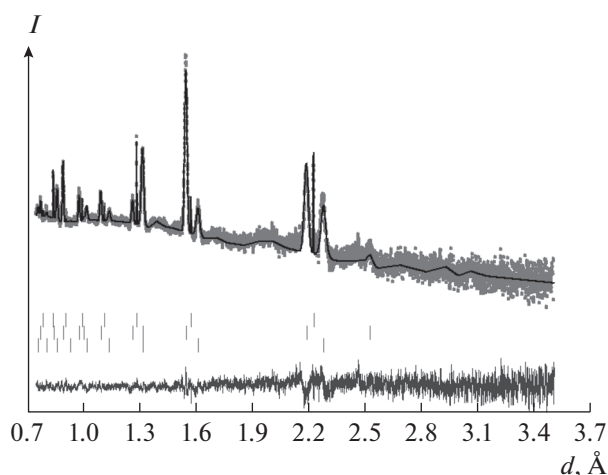


Рис. 2. Нейтронный дифракционный спектр дейтерида сплава $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ и обработанный по методу Ритвельда ($R_w = 3.8\%$); показаны экспериментальный (точки) и расчетный (наложенная на точки кривая) профили, а также разность между ними (нижняя кривая): верхний ряд штрихов соответствует фазе с ОЦК-решеткой, средний – фазе с ГЦК-решеткой и нижний – фазе с расширенной ОЦК-решеткой.

данных можно предположить, что в системе $Ti_{0.34}Mo_{0.66}-H_2$ с дальнейшим понижением температуры количество абсорбированного твердой фазой водорода будет увеличиваться. В работе [8] для сплава такого же состава содержание водорода соответствовало 1.0 H/M при давлении 10 МПа и температуре 40°C.

Из данных РФА (табл. 1) следует, что при высоком давлении водорода в системах $Ti_{0.40}Mo_{0.60}-H_2$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}-H_2$ происходит образование фазы с ГЦК-решеткой типа CaF_2 . Можно отметить, что в нашей работе, так же как и в работе [8], в результате абсорбции водорода $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ не наблюдается трансформации структуры гидридной фазы в структурный тип фазы Лавеса, аналогичной гидридной фазе интерметаллического соединения $ZrMo_2$, изученной в работе [14]. Полученные рентгенографические данные позволили определить фазовый состав синтезированных гидридных фаз на основе сплавов $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ и $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$. Установлено, что в обоих образцах количество фазы с ГЦК-решеткой составило около 50%. Содержание водорода в обоих образцах дополнительно определяли методом высокотемпературной экстракции водорода. Содержание водорода в полученных образцах оказалось немного меньше, чем на экспериментальных изотермах. Это связано с тем, что гидридные фазы нестабильные и даже пиррофорные: на воздухе при комнатной температуре они быстро разлагаются, а порошок тлеет. Поэтому при извлечении порошка образцов из реактора происходит частичная потеря водорода из гидри-

дов, несмотря на предварительную пассивацию при низкой температуре на воздухе. У гидридных фаз со структурой CaF_2 относительное увеличение объема решетки $\Delta V/V$ превышает 30% (табл. 1). Незначительное увеличение объема ОЦК-решетки (7–9%) у образцов гидридных фаз по сравнению с исходными сплавами связано, скорее всего, с небольшим содержанием в них водорода.

Нейтроннографические данные были получены на образце дейтерида на основе сплава $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$, содержащего максимальное количество водорода исходя из предварительно измеренных изотерм абсорбции. Результаты нейтроннографического эксперимента (нейтронограмма на рис. 2, структурные данные в табл. 2, 3) показали, что дейтерированный образец состоит из трех фаз. При этом две фазы имеют ОЦК-решетку с параметрами $a = 0.3170$ нм (14%) и $a = 0.3204$ нм (74%). Третья фаза имеет ГЦК-решетку типа CaF_2 (12%) с параметром $a = 0.4369$ нм. Атомы дейтерия локализованы в междоузлиях ГЦК- и ОЦК-решеток, в то время как еще одна ОЦК-решетка (с параметром $a = 0.3170$ нм) практически не содержит атомов дейтерия. В ГЦК-решетке атомы дейтерия заполняют тетраэдрические междоузлия с окружением из металлических атомов $Ti(Mo)$. В ОЦК-решетке атомы дейтерия также локализованы в тетраэдрических пустотах. Расчет, проведенный по полученным нейтроннографическим данным, показал, что дейтеридная фаза с ГЦК-решеткой содержит дейтерия в соотношении 1.00 D/M, а фаза с ОЦК-решеткой – 0.15 D/M. Таким образом, состав дейтерида с ГЦК-решеткой соответствует $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$. Относительное увеличение объема решетки $\Delta V/V$ при образовании гидридной ГЦК-фазы, по нейтроннографическим данным, составляет 26%. Присутствие в дейтериде трех фаз в отличие от гидридных образцов, у которых по данным РФА обнаружены только две фазы, по-видимому, также связано со значительной нестабильностью исследованных образцов.

Сравнение межатомных расстояний в исследованном дейтериде $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$ с литературными данными (дейтеридом $TiD_{1.98}$ [16] и гидридом $MoH_{0.95}$ [17]) показало, что расстояния между металлическими атомами $Ti(Mo)$ закономерно уменьшились из-за меньшего атомного радиуса молибдена (0.140 нм) по сравнению с титаном (0.149 нм). Межатомные расстояния $Ti(Mo)-D$ меньше по сравнению как с дейтеридом титана, так и с гидридом молибдена. Межатомные расстояния $D-D$ уменьшены незначительно по сравнению с аналогичными расстояниями в дейтериде титана и гидриде молибдена (табл. 3). Межатомные расстояния металл–металл и металл–дейтерий в изученном нами дейтериде $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$ находятся в интервале между наибольшими и наименьшими расстояниями для

Таблица 2. Данные нейтронной дифракции дейтерида сплава $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$

Атом	Тип позиции	Заселенность	Координаты		
			x	y	z
ОЦК					
Ti	2a	0.3	0	0	0
Mo	2a	0.7	0	0	0
D	12d	0.3(3)	0.25	0	0.5
ГЦК					
Ti	2a	0.3	0	0	0
Mo	2a	0.7	0	0	0
D	8c	2.0(3)	0.25	0.25	0.25

Примечание. $R_w = 3.8\%$.

дейтерида $Ti_{0.85}Mo_{0.15}D_{1.47}$ с большим содержанием титана, исследованном в [18]. Межатомные расстояния D–D в решетке нашего дейтерида увеличены при сравнении с расстояниями D–D в дейтериде $Ti_{0.85}Mo_{0.15}D_{1.47}$.

Анализ рассчитанных межатомных расстояний в дейтериде $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$ показывает, что, так же как и в бинарных гидридах титана и молибдена, в нем сохранился металлический тип химической связи между атомами. Результаты проведенного нейтронографического эксперимента согласуются с данными работы [12], в которой также отмечена закономерность к уменьшению межатомных расстояний металл–металл с увеличением содержания молибдена в серии дейтеридов сплавов Ti–Mo с максимальным содержанием

молибдена 40 ат. %. При этом высокое содержание молибдена в сплаве и, соответственно, уменьшение параметра решетки и связанного с ним размера тетраэдрических пустот, занимаемых водородом, приводит к снижению устойчивости гидридных фаз – повышению равновесного давления водорода.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано гидрирование сплавов $Ti_{0.40}Mo_{0.60}$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}$ при давлении до 250 МПа. Построенные изотермы десорбции водорода при температурах 20, –20 и 35°C показали образование гидридных фаз $Ti_{0.40}Mo_{0.60}H_{1.1}$ и $Ti_{0.34}Mo_{0.66}H_{0.8}$.

На основе РФА установлено, что образцы гидридов состоят из фаз с ОЦК- и ГЦК-решеткой типа CaF_2 .

Нейтронографическое исследование образца дейтерида $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$ при 77 К показало, что он содержит фазу типа CaF_2 и две фазы с ОЦК-решеткой. Атомы дейтерия распределены в ГЦК- и ОЦК-решетках, в то время как вторая ОЦК-решетка практически не содержит дейтерия.

Таблица 3. Межатомные расстояния в дейтериде $Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$

Соединение	Атомы	Межатомные расстояния, нм
$Ti_{0.34}Mo_{0.66}D_{1.0}$	Mo–Ti(Mo)	0.3089(3)
	Ti(Mo)–D	0.1892(2)
	D–D	0.2185(3)
$Ti_{0.85}Mo_{0.15}D_{1.47}$ [18]	Mo–Ti(Mo)	0.3036
		0.3206
	Ti(Mo)–D	0.1889
	D–D	0.2027
$TiD_{1.98}$ [16]	Ti–Ti	0.2020
	Ti–D	0.3140
	D–D	0.1923
$MoH_{0.95}$ [17]	Mo–Mo	0.2220
	Mo–H	0.2379
	H–H	0.2071
		0.2921

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Schlapbach L., Zuttel A.* Hydrogen-Storage Materials for Mobile Applications // *Natura*. 2001. V. 414. P. 353–358.
2. *Вербецкий В.Н., Митрохин С.В.* Гидриды интерметаллических соединений–синтез, свойства и применение для аккумулирования водорода // *Альтернативная энергетика и экология*. 2005. № 10. С. 41–61.
3. *Антонова М.М., Черногоренко В.Б.* Взаимодействие сплавов системы титан–молибден с водородом при давлении 1 атм. // *Журн. неорган. химии*. 1985. № 7. С. 1466.

4. Wang W., Long X., Huang C. Thermal Desorption of Ti–Mo Alloy Deuterides // *J. Isotopes*. 2008. V. 21. № 4. P. 194–197.
5. Zhao Y., Zheng H., Liu S., Yang R., Wang L. Investigation of the Structure and the Property of Hydrogen Storage Ti–Mo Alloys // *Acta Metallurgica Sinica*. 2003. V. 39. № 1. P. 89–93.
6. Wu E., Xu X., Yuan X., Guo X., Wang S. Formation of a Tetragonal Phase Hydride in Ti–Mo–H System // *J. Alloys Compd.* 2008. V. 458. P. 161–165.
7. Zheng H., Liu S., Ma A., Wang L. Hydrogen Absorption Equilibrium Pressure at Room Temperature of the Ti–Base Hydrogen Storage Alloys // *Chin. J. Mater. Res.* 2003. V. 17. № 6. P. 591–596.
8. Lynch J.F., Reilly J.J. The Titanium–Molybdenum–Hydrogen System: Isotope Effects, Thermodynamics, and Phase Changes // *Transition Metal Hydrides* / Ed. Bau R. Washington: American Chemical Society, 1978.
9. Yuan X., Guo X., Wu E., Wang S. In Situ XRD Study of Dehydrogenation Process of Ti–Mo Alloy Hydride // *Acta Metallurgica Sinica*. 2006. V. 42. № 8. P. 850–856.
10. Xiao-Ming D., Er-Dong W., Bao-Zhong D., Zhong-Hua W., Xue-Zhong Y. Microscopic Defects in Ti–Mo Alloys Hydrides Studied by Small-Angle X-ray Scattering // *Acta Phys. Sinica*. 2008. V. 57. № 9. P. 5783–5787.
11. Wu E., Yuan X.Z., Liu S., Guo L.P., Sun K. Structure of Deuteride of Null Matrix Ti–Mo Alloy Studied by Complementation of Neutron and X-ray Powder Diffraction // *J. Alloys Compd.* 2006. V. 424. P. 141–144.
12. Sun K., Yuan X., Wu E., Chen D., Gou C. Neutron Diffraction Study of Ti–Mo Alloys // *Science Direct. Physica B*. 2006. V. 385–386. P. 141–143.
13. Mitrokhin S., Zotov T., Movlaev E., Verbetsky V. Synthesis and Properties of AB₃ Type Hydrides at Elevated Pressures // *J. Alloys Compd.* 2007. V. 446–447. P. 603–605.
14. Семенов К.Н., Вербецкий В.Н., Пильченко В.А. Взаимодействие с водородом ZrMo₂ при низких температурах // *Вестник МГУ. Сер. 2. Химия*. 1986. Т. 27. № 3. С. 332–333.
15. Murray J.L. // *Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys*. Metals Park: ASM, 1987.
16. Yakel H.L.Jr. Thermocrystallography of Higher Hydrides of Titanium and Zirconium // *Acta Crystallogr.* 1958. V. 11. P. 46–51.
17. Irodova A.V., Glaskov V.P., Somenkov V.A., Shilshtein S.S., Antonov V.E., Ponyatovskii V.G. Neutron-Diffraction Investigation of the Structures of the Hydrides of Molybdenum, Rhodium, and Nickel // *Phys. Crystallogr.* 1988. V. 33. P. 453–455.
18. Xu X., Wu E., Sun K. Crystal Structure of the Tetragonal ε-Phase Deuteride of Ti–15% Mo Alloy Determined by Neutron Diffraction // *J. Alloys Compd.* 2009. V. 485. P. 139–143.