
**ХИМИЧЕСКАЯ ТЕРМОДИНАМИКА
И ТЕРМОХИМИЯ**

УДК 541.3

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ
В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО–ГОЛЬМИЙ**
© 2022 г. И. А. Баженова^{а,*}, Ю. Д. Шакирова^а, А. В. Хван^а, В. В. Чеверикин^а^аНИЦ “Термохимия материалов”, НИТУ МИСИС, Москва, Россия

*e-mail: i.risk.a91@mail.ru

Поступила в редакцию 19.04.2022 г.

После доработки 22.04.2022 г.

Принята к публикации 28.04.2022 г.

Изучены фазовые равновесия в системе Fe–Ho с использованием методов сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и дифференциального термического анализа (ДТА). Определено, что фазы $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$, HoFe_3 , HoFe_2 плавятся конгруэнтно, а $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ образуется в ходе перитектической реакции. Также определены температуры и составы жидкости для следующих превращений: $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$ ($922 \pm 1^\circ\text{C}$, 66 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$ ($1290 \pm 1^\circ\text{C}$, 30 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23} + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ ($1282 \pm 3^\circ\text{C}$, 20 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons (\gamma\text{Fe}) + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ ($1335 \pm 1^\circ\text{C}$, 9 ат. % Ho).

Ключевые слова: фазовые диаграммы, магнитные материалы, редкоземельные магниты

DOI: 10.31857/S0044453722120056

Сплавы и соединения редкоземельные элементы–переходные металлы (РЗЭ–ПМ) известны уникальными магнитными свойствами, для них характерны высокие температуры Кюри, высокая коэрцитивная сила, магнетострикционные свойства, магнетокалорический эффект и т.д. [1–3]. Одна из наиболее перспективных задач современного развития магнитных материалов – улучшение физических и химических свойств магнитов на основе системы Nd–Fe–В. Легирование данной системы гольмием (Ho) позволит повысить структурную стабильность аморфных и кристаллических магнитных материалов [4, 5]. Добавка Ho к гидридам $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ способствует повышению температуры Кюри [6]. Разработка новых материалов на основе систем РЗЭ–ПМ должна быть основана на надежных данных о фазовых равновесиях в соответствующих системах.

Экспериментальное исследование равновесий в системе Ho–Fe проводилось ранее только в работе Roe and O’Keefe [7]. Авторы использовали методы РФА, металлографии и дифференциального термического анализа (ДТА). В данной системе были обнаружены четыре интерметаллических соединения: $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$, $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$, HoFe_3 и HoFe_2 . Nassau и др. [8] отмечали также, что в системе существует соединение Fe_3Ho со структурой типа CaCu_5 , но это предположение не подтвердилось в последующих исследованиях. Согласно данным [7], фазы $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ and $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ плавятся конгруэнтно при 1332 и 1343°C, соответ-

ственно, а HoFe_3 и HoFe_2 образуются по перитектическим реакциям при 1293 и 1288°C, соответственно. В системе присутствуют три эвтектических превращения: $L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + (\gamma\text{Fe})$ при 1338°C и 8.3 ат. % Ho, $L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + \text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ при 1284°C и 17.8 ат. % Ho, и $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$ при 875°C и 63.1 ат. % Ho. Однако следует отметить некоторые несоответствия в фазовой диаграмме системы гольмий–железо, предложенной в [7]:

- ликвидус фазы $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ выглядит слишком асимметрично;
- практически горизонтальный ликвидус вблизи температуры плавления HoFe_2 выглядит нереалистично;
- согласно данным [7], температура перитектического образования HoFe_2 составляет 1288°C, что гораздо ниже указанной в [9];
- вероятней всего, HoFe_2 плавится конгруэнтно, что следует из закономерностей характера образования данной фазы с увеличением атомного номера РЗЭ. Как известно, с увеличением атомного номера РЗЭ наблюдается переход с инкогруэнтного на конгруэнтный тип плавления соединений;
- неизвестна растворимость Ho в твердом растворе на основе (Fe) так же, как и растворимость Fe в (Ho).

Довольно ограничены данные и по термодинамическим свойствам фаз этой системы. В работах

[10, 11] получены данные по низкотемпературной теплоемкости HoFe_2 , а в [12, 13] – определены энтальпии образования $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$, $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ и HoFe_2 . В литературе предложено несколько вариантов термодинамических моделирований фазовых равновесий в этой системе. В [14] предложен вариант диаграммы, не вполне согласующийся с имеющимися экспериментальными данными: 1) $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ и $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ нестабильны при низких температурах; 2) получена более высокая температура и более обогащенный железом состав эвтектики $L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + \text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$; 3) соединение HoFe_2 плавится конгруэнтно; 4) состав эвтектики $L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + (\gamma\text{Fe})$ более обогащен гольмием. Авторы [15] предложили вариант с большей областью стабильности $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ и $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ и несколько отличными составами эвтектик: $L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + (\gamma\text{Fe})$ и $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$. Модели, предложенные в [16] воспроизводят фазовые равновесия в системе, практически идентичные полученным в работе [15].

Новые модели указанной системы не разрешают противоречий, существующих в данных для фазовых равновесий, что доказывает необходимость проведения новых экспериментальных исследований фазовых равновесий в системе Fe–Ho. Поэтому цель данной работы – детальное изучение условий сосуществования фаз в системе Fe–Ho с использованием экспериментальных методов сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и дифференциального термического анализа (ДТА).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Получение образцов. В качестве исходных материалов использовали Ho–99.9%, Fe–99.9%. Плавку осуществляли в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом на водоохлаждаемой медной изложнице. Металлы плавил в атмосфере аргона, дополнительно очищенной расплавом Zr. Масса каждого из полученных слитков составляла ~3 г. Образцы взвешивали на аналитических весах и потери массы составляли, как правило, менее 1.5%. Химический состав образцов уточняли при помощи метода МРСА; полученный химический состав был достаточно близок к зашихтованному.

Микроструктурный анализ. Пробоподготовку осуществляли при помощи полировальной машины (Struers Laborol-5, Дания). Шлифование проводили с использованием SiC-бумаги, дисков с алмазным и тканым покрытием. В ходе полировки использовали алмазные суспензии с размером абразива 6, 3 и 1 мкм. Образцы исследовали при помощи оптического микроскопа (ОМ) (Olympus-GX71F-5, UK) и сканирующего элек-

тронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA LMN с системой рентгеновского энерго-дисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy. Для микроструктурного анализа образцы смотрели в режимах отраженных электронов (ОЭ) и ВЭ.

Дифференциальный термический анализ. Температуры фазовых равновесий измеряли при помощи DSC LABSYS evo Setaram. Для калибровки использовали стандартные металлы: Sn (99.9995%), Al (99.995%), Au (99.99%), Ni (99.99%), Ag (99.99%), Cu (99.999%), Pb (99.9995%), Fe (99.99%) и Pd (99.99%). Литые образцы помещали в тигли из Al_2O_3 , эксперимент проводили в атмосфере аргона чистоты 99.998%. Скорость нагрева составляла, как правило, 5 К/мин, типичная скорость охлаждения 10 К/мин. Температуры неинвариантных превращений определяли по началу пика на кривой нагрева, поскольку эффект перегрева несколько меньше, чем эффект переохлаждения. Температуры ликвидуса определяли по началу возвращения на базис-линию.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Фазовые равновесия в системе Ho–Fe изучали методами ДТА, СЭМ и МРСА. Характеристики образцов, использованных для определения характера фазовых превращений (включая данные МРСА и ДТА), представлены в табл. 1 и 2. На основе этих данных была получена экспериментальная фазовая диаграмма системы Fe–Ho. На рис. 1 представлены изображения в режиме ОЭ (отраженных электронов) образцов литых железо-гольмиевых сплавов разных составов. Литой образец состава 8.5 ат. % Ho практически полностью эвтектический (рис. 1а). Температура превращения $L \rightleftharpoons (\gamma\text{Fe}) + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ (1335°C) достаточно близка к температуре (1338°C), ранее указанной в работе [7].

Конгруэнтное плавление $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$, которое наблюдали в [7], было подтверждено и в данной работе. Температура конгруэнтного плавления $\text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$, оцененная по результатам наших исследований (1345°C), хорошо согласуется с температурой 1343°C из работы [7].

В отличие от работы [7], в данном исследовании не было подтверждено конгруэнтное плавление $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$. В образцах 20.5 и 23.3 ат. % Ho, HoFe_3 является первичной фазой (рис. 1б, 1в). В сплаве 20.5 ат. % Ho (рис. 1б) можно проследить следующий порядок кристаллизации: первоначально кристаллизуется HoFe_3 , а затем в ходе перитектической реакции $L + \text{HoFe}_3 \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ образуется $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ при 1293°C. Кристаллизация заканчивается при 1282°C эвтектической реакцией $L \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23} + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$. Кривая нагрева с соответ-

Таблица 1. Химический состав фаз литых образцов системы Ho–Fe согласно данным МРСА

№	Состав сплавов, ат. %				Порядок кристаллизации/фазовый состав	Данные МРСА, ат. %		
	номинальный		реальный			Фаза	Ho	Fe
	Ho	Fe	Ho	Fe				
1	9	91	8.5	91.5	L → эвтектика ((δFe) + Ho₂Fe₁₇)	(αFe) Ho ₂ Fe ₁₇ Эвтектика ((δFe) + Ho ₂ Fe ₁₇)	0.1 ± 0.1 10.1 ± 0.1 8.8 ± 0.1	99.9 ± 0.1 89.9 ± 0.1 91.2 ± 0.1
2	16	84	14.9	85.1	L → Ho₂Fe₁₇ → эвтектика (Ho ₆ Fe ₂₃ + Ho ₂ Fe ₁₇)	Ho ₂ Fe ₁₇ Ho ₆ Fe ₂₃	10.7 ± 0.1 20.5 ± 0.1	89.3 ± 0.1 79.5 ± 0.1
3	22	78	20.5	79.5	L → HoFe₃ → Ho ₆ Fe ₂₃ → эвтектика (Ho ₆ Fe ₂₃ + Ho ₂ Fe ₁₇)	HoFe ₃ Эвтектика (HoFe ₃ + Ho ₂ Fe ₁₇) Ho ₂ Fe ₁₇ Ho ₆ Fe ₂₃	24.3 ± 0.1 20.1 ± 0.1 11.2 ± 0.2 20.9 ± 0.2	75.7 ± 0.1 79.9 ± 0.1 88.8 ± 0.2 79.1 ± 0.2
4	25	75	23.3	76.7	L → HoFe₃ → Ho ₆ Fe ₂₃ → эвтектика (Ho ₆ Fe ₂₃ + Ho ₂ Fe ₁₇)	HoFe ₃ Эвтектика (HoFe ₃ + Ho ₂ Fe ₁₇) Ho ₂ Fe ₁₇ Ho ₆ Fe ₂₃	24.6 ± 0.3 19.5 ± 0.1 11.7 ± 0.6 20.8 ± 0.1	75.4 ± 0.3 80.5 ± 0.1 88.3 ± 0.6 79.2 ± 0.1
5	27	73	25	75	L → HoFe₃ → Ho ₆ Fe ₂₃	HoFe ₃ Ho ₆ Fe ₂₃	24.7 ± 0.2 21.1 ± 1	75.3 ± 0.2 78.9 ± 1
6	30	70	29.3	70.7	L → HoFe₃ → эвтектика (HoFe ₂ + HoFe ₃)	HoFe ₃ HoFe ₂	24.9 ± 0.2 32.5 ± 0.2	75.1 ± 0.2 67.5 ± 0.2
7	33	67	31.3	68.7	L → HoFe₂ → эвтектика (HoFe ₂ + HoFe ₃)	HoFe ₂ HoFe ₃	32.5 ± 0.1 24.8 ± 0.2	67.5 ± 0.1 75.2 ± 0.2
8	34	66	32.3	67.7	L → HoFe₂ → эвтектика (HoFe ₂ + HoFe ₃)	HoFe ₂ HoFe ₃	32.4 ± 0.2 25.1 ± 0.4	67.6 ± 0.2 74.9 ± 0.4
9	38	62	36.2	63.8	L → HoFe₂ → эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	HoFe ₂ Вырожденная эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	33.2 ± 0.2 93.6 ± 1.1	66.8 ± 0.2 6.4 ± 1.1
10	43	57	40.5	59.5	L → HoFe₂ → эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	HoFe ₂ Эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	33.1 ± 0.3 64.0	66.9 ± 0.3 36.0
11	52	48	49.5	50.5	L → HoFe₂ → эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	HoFe ₂ Эвтектика (HoFe ₂ + Ho)	33.5 ± 0.5 65.9 ± 0.6	66.5 ± 0.5 34.1 ± 0.6
12	65	35	59.9	40.1	L → HoFe₂ → эвтектика (Ho + HoFe ₂)	HoFe ₂ Эвтектика (Ho + HoFe ₂)	34.2 ± 0.3 65.8 ± 0.9	65.8 ± 0.3 36.2 ± 0.9

¹ Фаза, образующаяся первично, выделена жирным шрифтом.

ствующими фазовыми превращениями представлена на рис. 2а. Температура эвтектики, определенная нами, достаточно близка к рекомендуемой в [7], однако составы эвтектики отличаются; по-видимому, эвтектика более обогащена гольмием (~20 ат. % Ho).

Структура сплава с 25 ат. % Ho практически однофазная и содержит лишь небольшое количество Ho₆Fe₂₃. Поэтому температура ликвидуса данного сплава должна быть близка к температуре конгруэнтного плавления HoFe₃. Температура

данного превращения $L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3$, определенная нами, составила 1328°C. Также в данной работе подтвердились конгруэнтное плавление HoFe₂ и эвтектическая реакция с участием HoFe₃ и HoFe₂, предложенные авторами [15] и [16] на основании термодинамического моделирования. Образец с 29.3 ат. % Ho (рис. 1г) содержит в структуре первичные кристаллы HoFe₃ и эвтектику, состоящую из HoFe₃ и HoFe₂. Температура эвтектической реакции $L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$ составляет $1290 \pm 1^\circ\text{C}$. Данная температура была определена на основе

Таблица 2. Температуры фазовых превращений (°С) в системе Ho–микрорентгеноспектальный анализ Fe

Сплав, ат. %			Лик-видус	Нонвариантные превращения							
№	Ho	Fe		$L \rightleftharpoons (\gamma\text{Fe}) + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$	$L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$	$L \rightleftharpoons \text{Ho}_2\text{Fe}_{17} + \text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$	$L + \text{HoFe}_3 \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$	$L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3$	$L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$	$L \rightleftharpoons \text{HoFe}_2$	$L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$
1	8.5	91.5	1350	1335	—	—	—	—	—	—	—
2	14.9	85.1	1328	—	—	1279	—	—	—	—	—
3	20.5	79.5	—	—	—	1284	1294	—	—	—	—
4	23.3	76.7	1333	—	—	—	1292	—	—	—	—
5	25	75	1328	—	—	—	1294	1328	—	—	—
6	29.3	70.7	—	—	—	—	—	—	1291	—	—
7	31.3	68.7	1298	—	—	—	—	—	1289	—	—
8	32.3	67.7	1306 ²	—	—	—	—	—	1290	—	—
9	36.2	63.8	1293	—	—	—	—	—	—	—	—
10	40.5	59.5	1278	—	—	—	—	—	—	—	—
11	49.5	50.5	1199	—	—	—	—	—	—	—	924
12	59.9	40.1	972	—	—	—	—	—	—	—	920
Среднее значение ¹				1335	1345 ³	1282 ± 3	1293 ± 1	1328	1290 ± 1	1310 ³	922 ± 1

¹ Стандартное отклонение среднего.

² Данные из кривых охлаждения.

³ Данные, полученные на основе экстраполяции кривых ликвидуса.

усредненных данных ДТА для сплавов, содержащих 29.3, 31.3 и 32.3 ат. % Ho, соответственно. Согласно данным ДТА, для сплава 31.3Ho–68.7Fe, представленным на рис. 2б, при 1289°С имеет место эвтектическое превращение $L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$. Химический состав жидкой фазы при данном превращении должен быть близок к 30 ат. % Ho. Микроструктура образца, содержащего 31.3 ат. % Ho (рис. 1д) уже имеет заэвтектический характер с первичными кристаллами HoFe_2 и игольчатой эвтектикой $\text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$.

Температура конгруэнтного плавления HoFe_2 (1310°С) была получена в результате экстраполяции данных по температурам ликвидуса образцов вблизи 33.3 ат. % Ho. Все полученные литые образцы, содержащие более 33.3 ат. % Ho, имели одинаковый фазовый состав. Во всех образцах первично кристаллизовалась фаза HoFe_2 . Затем при охлаждении в образцах происходило эвтектическое превращение $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$. Согласно [7], температура эвтектической реакции составляет 875°С, что на 47°С ниже полученной нами (922 ± 1°С). Температура данной эвтектической реакции была определена на основании данных ДТА образцов 59.9Ho–40.1Fe (рис. 2в) и 49.5Ho–50.5Fe. Такое различие в температурах невариантного превращения с данными [7], вероятно, объясняется более высокой чистотой Ho, использованного в настоящей работе. В структуре данных сплавов видны первичные кристаллы фазы

Лавеса HoFe_2 , окруженные эвтектикой ($(\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$) (табл. 2). Состав эвтектики, определенный, согласно данным МРСА, соответствует 65.9 ат. % Ho. Таким образом, состав эвтектики оказался несколько более обогащенным Ho, нежели это было предложено в [7].

На рис. 3а, 3б представлена новая версия фазовой диаграммы Ho–Fe для всего интервала концентраций, полученная нами. Основные различия с версией диаграммы Ho–Fe, предложенной в работе [7], следующие:

- соединения HoFe_3 и HoFe_2 плавятся конгруэнтно при 1328 и 1310°С, соответственно, в то время как $\text{Ho}_6\text{Fe}_{23}$ образуется по перитектической реакции при 1293 ± 1°С;

- температура эвтектической реакции $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$ составляет 922°С, что на 47°С выше предложенной в [7] (875°С).

При термодинамическом моделировании системы Fe–Ho авторы работ [15] и [16] также предлагали конгруэнтное плавление HoFe_2 . При этом следует отметить, что все предложенные варианты моделирования данной системы ([14], [15], [16]) дают температуру эвтектической реакции $L \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23} + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ на 30°С выше, чем было предложено в [7] и в данной работе. Принимая во внимание приведенные данные и расхождения между экспериментальными и расчетными результатами, можно сделать вывод о необходимости проведения реоптимизации данной системы.

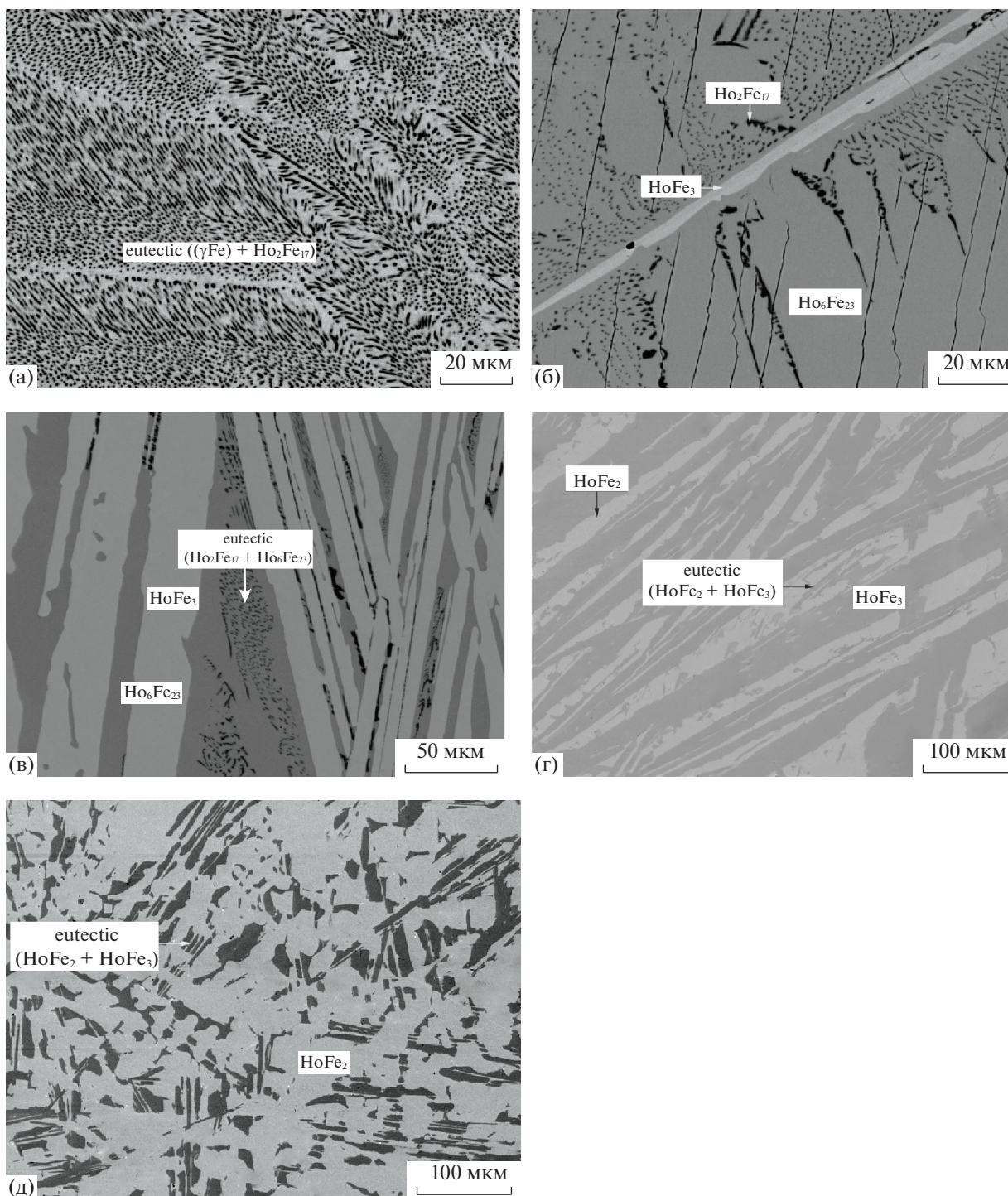


Рис. 1. Микроструктуры литых сплавов системы Ho–Co: а – 8.5Ho–91.5Fe, ×2000, эвтектика ((γFe) + Ho₂Fe₁₇); б – 20.5Ho–79.5Fe, ×2000, HoFe₃ + Ho₆Fe₂₃ + эвтектика (Ho₂Fe₁₇ + Ho₆Fe₂₃); в – 23.3Ho–76.7Fe, ×1000, HoFe₃ + Ho₆Fe₂₃ + эвтектика (Ho₂Fe₁₇ + Ho₆Fe₂₃); г – 29.3Ho–70.7Fe, ×500, HoFe₃ + эвтектика (HoFe₂ + HoFe₃); д – 31.3Ho–68.7Fe, ×500, HoFe₂ + эвтектика (HoFe₂ + HoFe₃).

Таким образом, в результате проведенного экспериментального исследования равновесий в системе Fe–Ho с использованием методов СЭМ, МРСА и ДТА получена новая версия фазовой

диаграммы. Согласно полученным данным, соединения Ho₂Fe₁₇, HoFe₃, HoFe₂ образуются по механизму конгруэнтного плавления, в то время как Ho₆Fe₂₃ образуется в результате перитектиче-

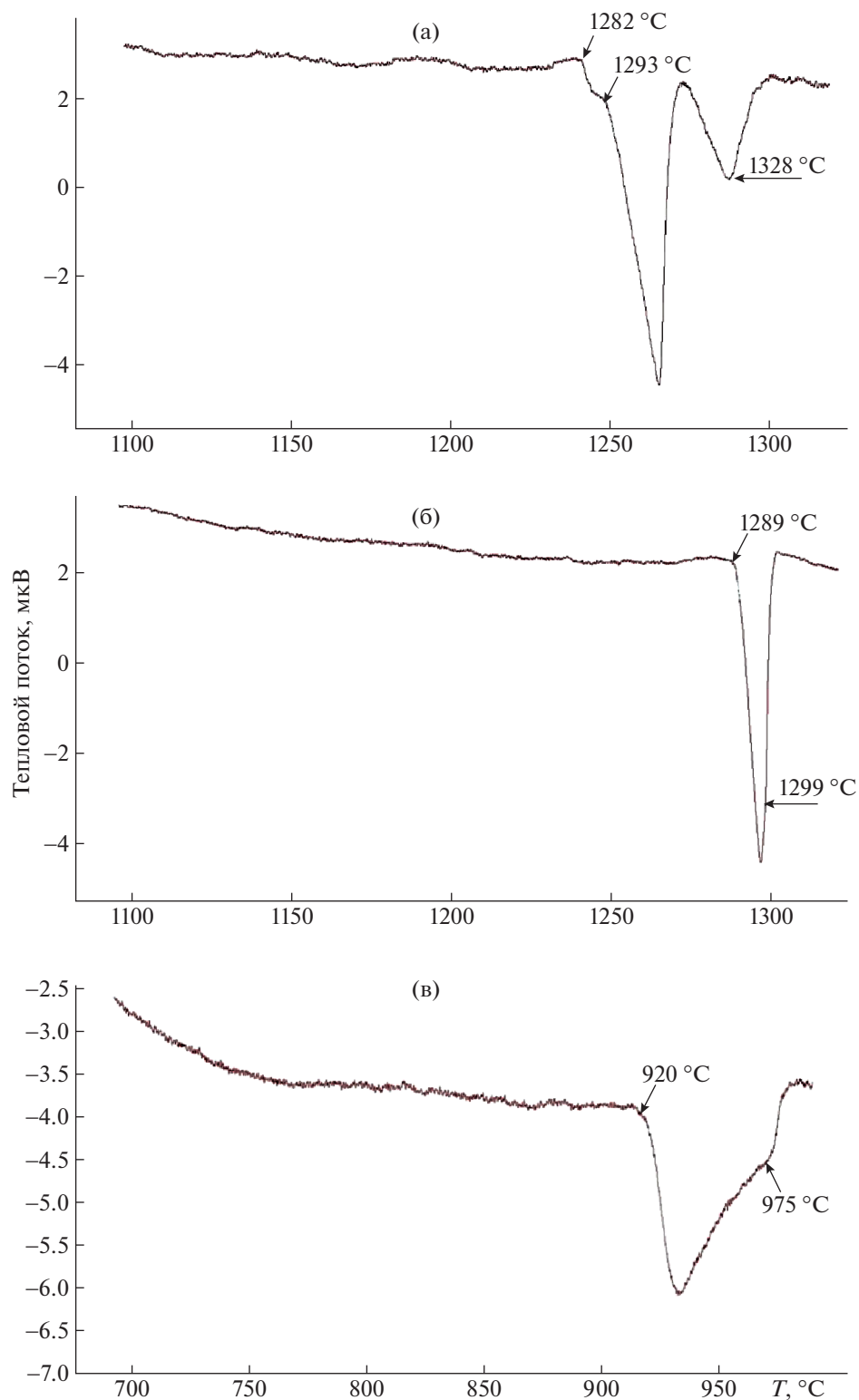


Рис. 2. Кривые ДТА литых сплавов системы Ho–Fe, нагрев 5K/мин: 23.3Ho–76.7Fe (а), 31.3Ho–68.7Fe (б), 59.9Ho–40.1Fe (в).

ской реакции. Уточнены температуры и составы жидкости для следующих реакций: $L \rightleftharpoons (\alpha\text{Ho}) + \text{HoFe}_2$ ($922 \pm 1^\circ\text{C}$, 66 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons \text{HoFe}_3 + \text{HoFe}_2$ ($1290 \pm 1^\circ\text{C}$, 30 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons \text{Ho}_6\text{Fe}_{23} + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ ($1282 \pm 3^\circ\text{C}$, 20 ат. % Ho), $L \rightleftharpoons (\gamma\text{Fe}) + \text{Ho}_2\text{Fe}_{17}$ ($1335 \pm 1^\circ\text{C}$, 9 ат. % Ho). Полученные

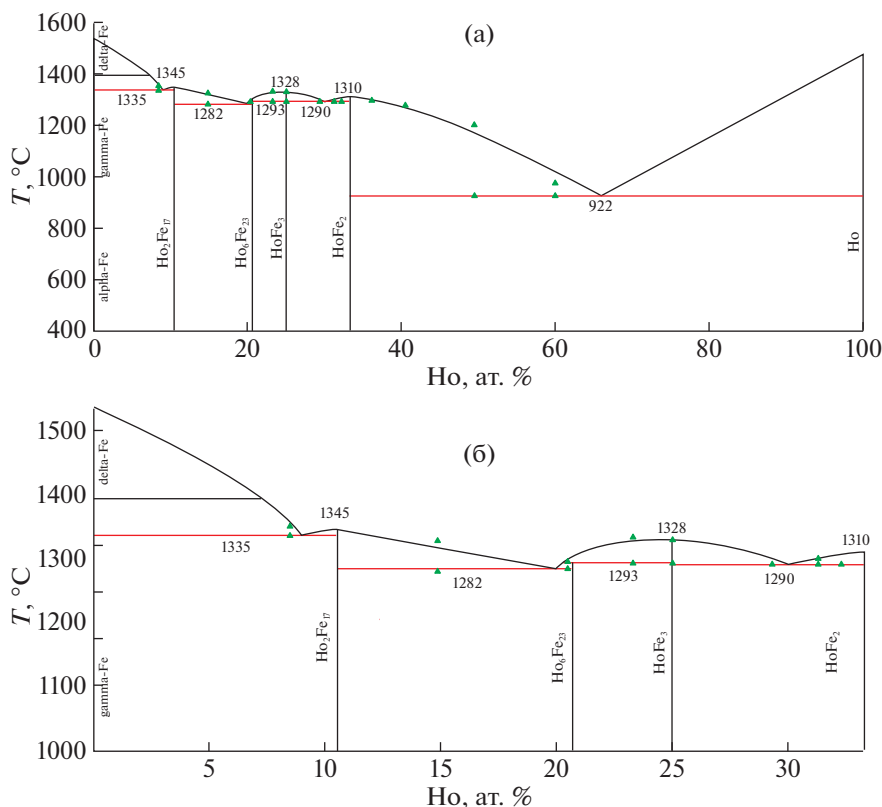


Рис. 3. Фазовая диаграмма системы Ho–Fe: а – общая диаграмма, б – увеличенный фрагмент области диаграммы от 0 до 40 ат. % Ho; точки – данные ДТА.

новые данные частично уточняют имеющиеся, но при этом есть и принципиальные отличия от приведенных в литературе, что предполагает реоптимизацию этой системы с построением новых термодинамических моделей для адекватного описания фазовых равновесий.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-73-10219P).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Buschow K.H.J. // Reports on Progress in Physics. 1977. V. 40. № 10. P. 1179.
2. Zheng X.Q., Shao X.P., Chen J. et al. // Appl. Phys. Lett. 2013, V. 102. № 2. P. 022421.
3. Franco V., Blázquez J.S., Ipus J.J. et al. // Progress in Materials Science. 2018. V. 93. P. 112
4. Tereshina I.S., Kudrevatykh N.V., Ivanov L.A. et al. // J. Materials Engineering and Performance. 2017. V. 26. № 10. P. 4676.
5. Tereshina I.S., Pelevi I.A., Tereshina E.A. et al. // J. Alloys and Comp. 2016. V. 681. P. 555.
6. Veselova S.V., Tereshin, I.S., Verbetsky V.N. et al. // Techn. Phys. Lett. 2021. P. 1.
7. Roe G.J. and O'keefe T.J. // Metallurgical Trans. 1970. V. 1. № 9. P. 2565.
8. Nassau K., Cherry L.V. and Wallace W.E. // J. Phys. and Chem. Solids. 1960. V. 16. № 1–2. P. 123.
9. O'keefe T.J., Roe G.J. et al. // J. Less Common Metals. 1968. V. 15. № 3. P. 357.
10. Germano D.J., Butera R.A and Gschneidner K.A. (Jr.) // J. Solid State Chem. 1981. V. 3. № 3. P. 383.
11. Germano D.J. and Butera R.A. // Phys. Rev. B. 1981. V. 24. № 7. P. 3912.
12. Gozzi D., Iervolino M. and Latini A. // J. Chem. & Engineering Data. 2007. V. 52. № 6. P. 2350.
13. Meschel S.V., Nash P., Gao Q.N. et al. // J. Alloys and Comp. 2013. V. 554. P. 232.
14. Kardellass S., Servant C., Selhaoui et al. // J. Chem. Thermodyn. 2014. V. 74. P. 78.
15. Konar Bikram, Junghwan Kim, and In-Ho Jung // J. Phase Equilibria and Diffusion. 2017. V. 38. № 4. P. 509.
16. Xu L., Wang J., Li S., Chen X.L. et al. // Calphad. 2019. V. 66. P. 101646.