

Влияние гидрирования на магнитные и магнитоупругие свойства соединений $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ с компенсированной магнитной анизотропией

© Г.А. Политова, И.С. Терешина*, С.А. Никитин, Т.Г. Соченкова**, В.Н. Вербецкий, А.А. Саламова, М.В. Макарова

Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
119992 Москва, Россия

* Институт металлургии и металловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
117911 Москва, Россия

** ФГУП „Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности“,
119017 Москва, Россия

E-mail: G_Politova@mail.ru

(Поступила в Редакцию 13 января 2005 г.)

Исследовалось влияние гидрирования на температуру магнитного упорядочения и магнитострикцию соединений $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ с компенсированной магнитной анизотропией в редкоземельной подрешетке. Установлено, что в результате внедрения атомов водорода в кристаллическую решетку исследованных соединений температура Кюри уменьшается. Показано, что в данном случае (структура типа фаз Лавеса) уменьшение T_C обусловлено главным образом изменением электронной структуры этих соединений. Обнаружена аномалия в температурной зависимости теплового расширения для $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ и его гидрида. Найдено, что гидрирование приводит к значительному уменьшению магнитострикции, что объясняется изменением локальной электронной плотности при внедрении атомов водорода в кристаллическую решетку.

Работа поддержана Федеральной программой поддержки ведущих научных школ (№ НШ-205.2003.2) и грантом Российского фонда фундаментальных исследований № 02-02-16523а.

1. Введение

Интерметаллические соединения на основе редкоземельных (РЗ) и $3d$ -переходных металлов RT_2 ($T = Fe, Co$), имеющие кубическую кристаллическую решетку типа фаз Лавеса $MgCu_2$ (пространственная группа $Fd3m$), известны как материалы с высокими значениями магнитострикции [1,2]. В сплаве $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ (терфенол) высокая магнитострикция существует в сравнительно слабых полях благодаря компенсации магнитной анизотропии в РЗ-подрешетке вследствие того, что входящие в соединения РЗ-зоны тербия и диспрозия имеют разные знаки одноионных констант магнитокристаллической анизотропии (МКА) [1,2]. При концентрациях тербия $x = 0.27$ и диспрозия $y = 0.73$ первая константа МКА равна нулю. Поскольку знаки и величины одноионных констант МКА сохраняются [1,2] в фазах Лавеса RT_2 (где T — $3d$ -элемент), можно полагать, что и в исследуемых соединениях $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ МКА в РЗ-подрешетке также компенсирована.

Известно, что данные соединения активно взаимодействуют с водородом, образуя стабильные гидриды при нормальных условиях [3,4]. В зависимости от типа $3d$ -переходного металла в разных классах интерметаллических соединений гидрирование может приводить к увеличению или, наоборот, уменьшению температуры магнитного упорядочения. Физические механизмы, ответственные за изменение температуры магнитного упорядочения, не имеют до сих пор достаточно удовлетво-

рительного объяснения. Предполагается, что здесь необходимо учитывать зависимость обменных интегралов от объема элементарной ячейки, который изменяется при введении атомов легких элементов в кристаллическую решетку. Большое влияние на температуру магнитного упорядочения могут оказывать также изменение концентрации электронов в $3d$ -зоне и гибридизация $3d$ - и $5d$ -электронных волновых функций.

Целью настоящей работы является исследование общих закономерностей и отличительных особенностей влияния гидрирования на магнитные свойства (температуры магнитного упорядочения и магнитострикцию) соединений $Tb_{0.27}Dy_{0.73}T_2$ ($T = Fe, Co$), обладающих компенсированной магнитной анизотропией в РЗ-подрешетке.

2. Технология приготовления образцов и методика измерений

Сплавы $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ получались из исходных компонентов в вакуумной дуговой электропечи с нерасходуемым вольфрамовым электродом при температуре $T = 1480^\circ C$. Температура в печи регулировалась с помощью тока и напряжения дуги. Плавки проводились в атмосфере аргона. Исходные дистилляты РЗ-металлов и железа (или кобальт), взятые в количестве, необходимом для получения сплава заданного состава, помещались в камеру вакуумной дуговой

электropечи на медный водоохлаждаемый поддон; камера герметизировалась и откачивалась формвакуумным и диффузионным насосами до остаточного давления $4.0 \cdot 10^{-1}$ Па, после чего заполнялась аргоном до давления 120 кПа. Для того чтобы сплав был однородным, исходные компоненты переплавлялись три раза при температуре 1500–1600°C. Поскольку условия плавки в дуговой печи не позволяют получить сплавы с равновесной структурой, слитки, кроме того, подвергались отжигу в отжиговой печи сопротивления при температуре 1100°C в вакууме в течение 10 h.

Синтез гидридов полученных поликристаллических образцов проводился при комнатной температуре и давлении до 0.66 Па. В процессе гидрирования возникали сильные внутренние напряжения, приводящие к спонтанному измельчению сплавов в порошок со средним размером частиц около 50 мкм. Для расчета количеств поглощенного водорода и азота использовалось уравнение Ван-дер-Ваальса

$$p(V - nb) = nRT,$$

где b — коэффициент Ван-дер-Ваальса, равный $26.6 \text{ cm}^3/\text{mol}$, R — универсальная газовая постоянная, равная $82 \cdot 10^6 \text{ cm}^3 \cdot \text{atm}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, p — давление водорода в системе [atm], V — объем водорода [cm^3], T — температура [K], n — количество водорода на моль.

Для определения температуры Кюри соединений $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$, $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ и их гидридов был проведен термомагнитный анализ. Температурные зависимости намагниченности получены на маятниковом магнитометре в полях до 12 кОе в интервале температур 78–750 К. Для соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ измерялась также температурная зависимость восприимчивости в интервале температур 4.2–100 К. Измерения проводились на поликристаллах в случае исходных сплавов и на свободных порошках, помещенных в керамические капсулы, в случае гидридов.

Тепловое расширение и магнитоупругость измерялись с помощью метода проволочных тензодатчиков в интервале температур 77–300 К и в магнитных полях до 12 кОе. Используемые в данной работе тензодатчики были изготовлены из тензочувствительной проволоки, не обладавшей заметным гальваномагнитным эффектом. Датчики имели базу 5 мм и сопротивление 340 и 390 Ω. Коэффициент тензочувствительности $S = 2.15$ во всем температурном диапазоне. Для измерения магнитоупругости и теплового расширения гидридов использовались образцы, полученные прессованием порошка. Все образцы имели форму дисков.

3. Результаты измерений и обсуждение

Структурные исследования и контроль качества образцов — как исходных $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{T}_2$ ($T = \text{Fe}, \text{Co}$), так и гидрированных — проводились с помощью рентгенофазного анализа на дифрактометре ДРОН-2 на порошковых

Структурные и магнитные свойства соединений $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}(\text{Fe}, \text{Co})_2\text{H}_x$ ($x = 0, 1, 3$)

Соединение	$a, \text{ \AA}$	$V, \text{ \AA}^3$	$\Delta V/V, \%$	$T_C, \text{ K}$	$T_{\text{comp}}, \text{ K}$
$\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$	7.325	393.03	—	686	—
$\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}$	7.537	428.15	8.9	596	—
$\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$	7.959	504.19	28.3	290	110
$\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$	7.193	372.11	—	164	—
$\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$	7.717	459.60	23.5	56	—

образцах. Установлено, что при гидрировании кубическая структура MgCu_2 сохраняется, однако для соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ наблюдается уширение линий на рентгенограммах, что, по-видимому, связано с тем, что структурное состояние гидрода является неоднородным. Параметры решетки для $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_x$ ($x = 0, 1, 3$) и $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_x$ ($x = 0, 3$) представлены в таблице (a — параметр кристаллической решетки, V — объем элементарной ячейки, $\Delta V/V$ — его относительное изменение при гидрировании). Как видно из таблицы, при гидрировании как для Fe-содержащих, так и для Co-содержащих соединений объем элементарной ячейки увеличивается, причем при концентрации водорода $x = 3$ относительное увеличение объема составляет свыше 20%.

На рис. 1 представлены температурные зависимости намагниченности соединений $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$, $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_1$ и $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$, измеренные в поле $H = 1 \text{ kOe}$. Видно, что с увеличением количества внедренного водорода температура Кюри T_C сильно уменьшается. Так, T_C убывает от 686 К для исходного состава $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$ до 596 К при введении одного атома водорода и до 290 К при введении трех атомов водорода на формульную единицу. Значение температуры магнитного упорядочения определялось термодинамическим методом Белова [5] для соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$, а для остальных соединений ($T_C > 300 \text{ K}$) — по максимуму производной $d\sigma/dT$. Обнаружено, что для $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$ на кривой тем-

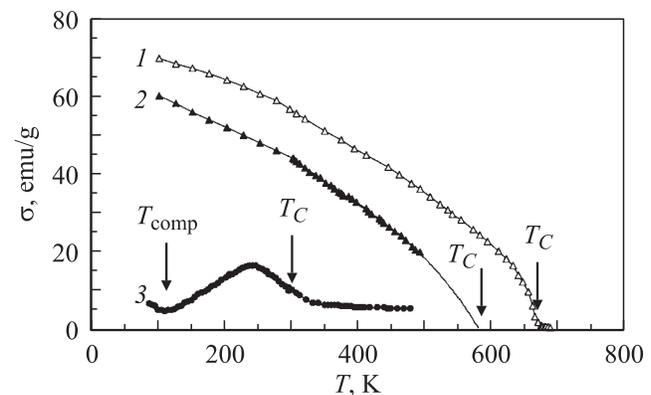


Рис. 1. Температурные зависимости намагниченности соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$ (1) и его гидридов $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_1$ (2) и $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$ (3), измеренные в поле 1 кОе.

пературной зависимости намагниченности появляется минимум вблизи $T_{\text{comp}} = 110$ К (кривая 3 на рис. 1), обусловленный, по-видимому, компенсацией намагниченностей РЗ- и Fe-подрешеток.

На рис. 2 представлены температурные зависимости намагниченности соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ (кривая 1) и его гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ (кривая 2), измеренные в поле $H = 1$ кОе. Следует отметить, что температура Кюри для $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ ($T_C = 164$ К) заметно ниже, чем в случае $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$ ($T_C = 686$ К). Интерметаллиды RT_2 (R — тяжелые РЗ-металлы, T — 3d-переходный элемент) являются двухподрешеточными ферромагнетиками с обменными взаимодействиями трех видов: R–R, R–T, T–T. Для RFe_2 при изменении типа R-металла температуры Кюри варьируются незначительно [6], поэтому наиболее сильным является взаимодействие T–T. В RCO_2 вследствие особенностей зонной структуры магнитный момент Co (μ_{Co}) зависит от величины обменного взаимодействия R–T [7]. Установлено, что при гидрировании $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$, также как и в $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$, температура магнитного упорядочения сильно уменьшается ($T_C = 57$ К). Такое влияние водорода на T_C типично для интерметаллидов на основе Co [8]. Однако оно не является типичным для всех Fe-содержащих соединений, поскольку в соединениях с высоким содержанием Fe типа R_2Fe_{17} , $\text{R}(\text{Fe}, \text{Ti})_{12}$ гидрирование приводит к увеличению T_C [9,10], а в случае низкого содержания Fe (фазы Лавеса RFe_2) — к уменьшению T_C [7].

На рис. 3 показана зависимость температуры Кюри гидридов $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_x$ ($x = 0, 1, 3$) от относительного увеличения объема элементарной ячейки. Эти соединения также обладают кристаллической структурой типа фаз Лавеса. Введение водорода с точки зрения расширения решетки равносильно приложению отрицательного гидростатического давления. Ожидаемое уменьшение T_C в исследованных нами гидридах вследствие возрастания объема элементарной ячейки определенное

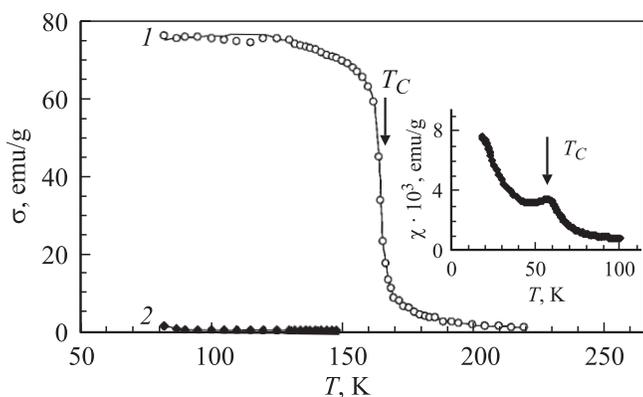


Рис. 2. Температурные зависимости намагниченности соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ (1) и его гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ (2), измеренные в поле 1 кОе. На вставке — температурная зависимость магнитной восприимчивости гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ в поле 10 Ое.

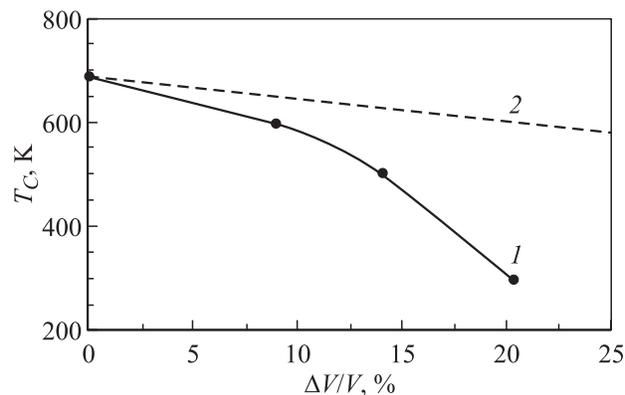


Рис. 3. Зависимость температуры Кюри T_C соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_x$ от относительного увеличения объема элементарной ячейки $\Delta V/V$ (2) и ожидаемое изменение T_C в гидридах (2), определенное на основе литературных данных по влиянию давления на температуру Кюри [11].

на основе литературных данных по влиянию давления на температуру Кюри ($dT_C/dp \approx 5$ К/ГПа для ErFe_2) [11] и сжимаемости $\kappa = 10^{-2}$ ГПа $^{-1}$, показано на рисунке штриховой линией. Скорость уменьшения T_C с возрастанием атомного объема вычислялась по формуле

$$\frac{d \ln T_C}{dp} = -\frac{\kappa}{T_C} \frac{dT_C}{d \ln V},$$

где $\kappa = -\frac{\Delta V/V}{p}$. Отсюда $dT_C/d \ln V = dT_C/(dV/V) \approx 5$ К на 1% изменения атомного объема. Видно, что экспериментально определенное уменьшение T_C намного больше, чем ожидаемое в результате увеличения объема элементарной ячейки. Поэтому можно сделать заключение, что главную роль здесь играет не эффект объемного расширения, а сильное изменение электронной структуры соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$, которое и приводит при гидрировании к значительному уменьшению температуры Кюри. В соединениях с высокой концентрацией железа и малой концентрацией РЗ-элемента R_2Fe_{17} при введении водорода температура Кюри, наоборот, увеличивается [10], это вполне можно объяснить эффектом объемного расширения элементарной ячейки. Величину этого эффекта в соединениях Y_2Fe_{17} и $\text{Lu}_2\text{Fe}_{17}$ можно корректно определить с помощью экспериментальных данных по зависимости температуры Кюри от давления в этих соединениях [12].

Далее рассмотрим особенности теплового расширения в области температур магнитного упорядочения исследуемых соединений. На рис. 4 представлена температурная зависимость теплового расширения соединений $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ и $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$. Из этого рисунка видно, что температурные зависимости носят немонотонный характер. В исходном составе $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ (кривая 1) в интервале температур 78–160 К наблюдается резкое уменьшение относительного удлинения $\Delta L/L$ образца при тепловом расширении, затем

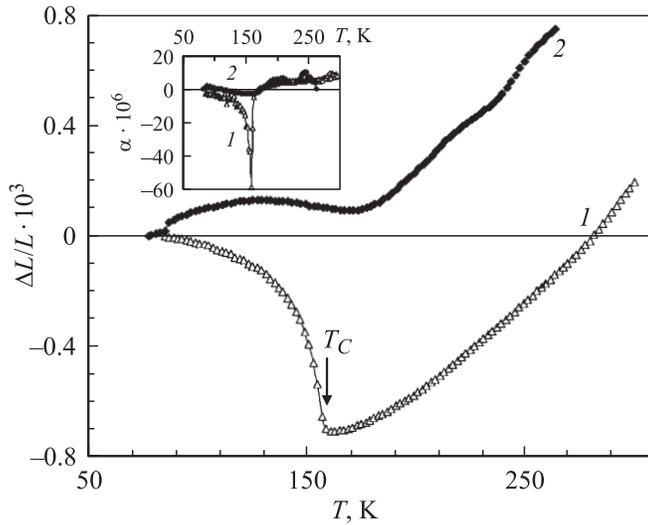


Рис. 4. Температурная зависимость теплового расширения и коэффициента теплового расширения (на вставке) для соединений $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ (1) и $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ (2).

ярко выраженный минимум в области $T = 160$ К и далее монотонный рост $\Delta L/L$ с увеличением температуры. Температурные зависимости линейного коэффициента теплового расширения $\alpha(T)$ для исходного состава (кривая 1) и его гидрида (кривая 2) показаны на вставке к рис. 4. Кривая $\alpha(T)$ была получена численным дифференцированием зависимости $\Delta L/L(T)$. По пику $\alpha(T)$ (кривая 1) можно определить температуру Кюри, значение которой для $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ составило $T_C = 158$ К, что неплохо согласуется с данными термоманитного анализа (с точностью 5%). В гидриде $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ происходит сильное изменение вида кривой теплового расширения $\Delta L/L(T)$ и изменение знака линейного коэффициента α (кривые 2 на рис. 4).

На тех же образцах, для которых проводились измерения теплового расширения, измерялась температурная зависимость продольной магнитоупругости. На рис. 5 показаны температурные зависимости продольной магнитоупругости λ_{\parallel} в соединении $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$. Измерения проводились в полях 5, 9 и 12 кОе (кривые 1–3 соответственно). Видно, что при $T = 78$ К магнитоупругость отрицательна и ее значение по модулю равно $310 \cdot 10^{-6}$ К (в поле 5 кОе). В интервале температур 80–115 К магнитоупругость монотонно уменьшается по абсолютной величине и в районе $T = 100$ К изменяет знак (с отрицательного на положительный). Смена знака магнитоупругости объясняется преобладанием отрицательного вклада подрешетки кобальта при низких температурах. При $T \approx 115$ К достигает максимального значения $\lambda = 355 \cdot 10^{-6}$ (в поле 12 кОе), после чего начинается ее резкий спад при приближении к температуре Кюри $T_C = 164$ К. Максимум магнитоупругости вблизи $T \sim 120$ К обусловлен, по-видимому, компенсацией МКА в РЗ-подрешетке. На рис. 5 представлена также

температурная зависимость продольной магнитоупругости гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$. Видно, что в результате гидрирования значение магнитоупругости уменьшилось практически до нуля.

На рис. 6 приведены температурные зависимости продольной магнитоупругости λ_{\parallel} гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$, измеренные в полях 3.5, 8 и 12 кОе (кривые 1–3 соответственно). Также на рис. 6 для сравнения показана температурная зависимость продольной магнитоупругости λ_{\parallel} исходного соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$ (кривая 4), измеренная в поле 12 кОе. Как следует из этого рисунка, при гидрировании значение λ_{\parallel} при комнатной температуре падает примерно в 100 раз. Из рис. 6 видно также, что магнитоупругость гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$ монотонно возрастает в интервале температур 80–270 К, при этом она изменяет знак (с отрицательного на положительный) для всех значений поля при $T \approx 118$ К, т.е. при переходе через точку магнитной компенсации намагниченности T_{comp} (кривая 3 на рис. 1). В районе $T = 270$ К

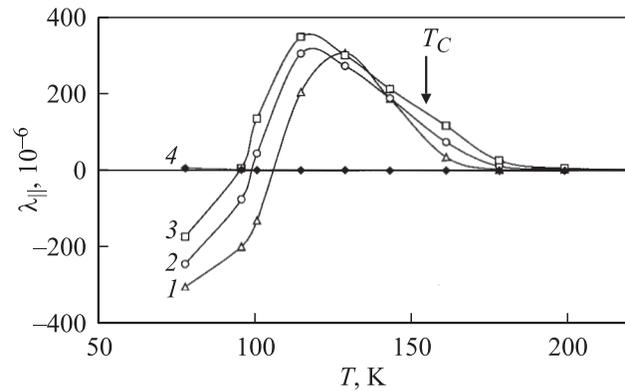


Рис. 5. Температурная зависимость продольной магнитоупругости для соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2$ в полях 5 (1), 9.4 (2) и 11.8 кОе (3) и его гидрида $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Co}_2\text{H}_3$ (4).

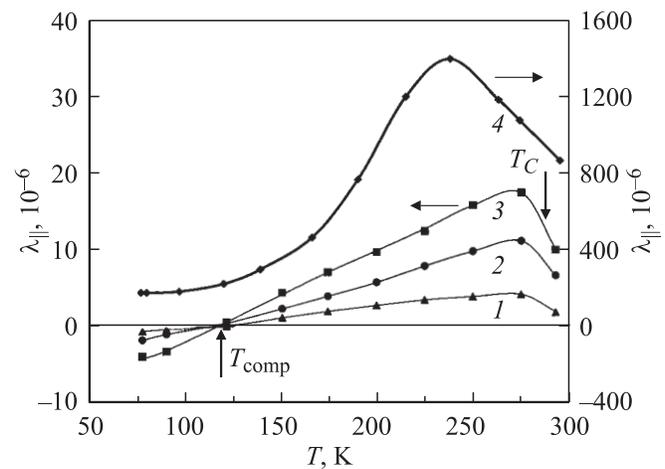


Рис. 6. Температурная зависимость продольной магнитоупругости для соединения $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2\text{H}_3$ в полях 3.5 (1), 8 (2) и 12 кОе (3) и для $\text{Tb}_{0.27}\text{Dy}_{0.73}\text{Fe}_2$ в поле 12 кОе (4) (правая шкала).

магнитострикция гидрида достигает максимального значения $\lambda_{\parallel} = 18 \cdot 10^{-6}$ (в поле $H = 12$ kOe), после чего начинается ее резкий спад при приближении к температуре Кюри $T_C = 290$ К. Магнитострикция исходного соединения $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ при $T = 78$ К имеет значение $\lambda_{\parallel} = 180 \cdot 10^{-6}$ и монотонно возрастает в интервале температур 80–240 К. В районе $T = 240$ К для соединения $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ (так же как и для его гидрида) наблюдается максимум температурной зависимости магнитострикции ($\lambda_{\parallel} = 1400 \cdot 10^{-6}$), после чего λ_{\parallel} уменьшается. Максимумы магнитострикции этих соединений, так же как и соединения $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$, обусловлены, по-видимому, компенсацией МКА в РЗ-подрешетке. Резкое уменьшение индуцированной полем магнитострикции при гидрировании можно объяснить тем, что водород, внедряясь в междоузлия решетки и располагаясь в непосредственной близости от РЗ-ионов, значительно изменяет кристаллическое поле, действующее на РЗ-ионы. При большой концентрации водорода ($x > 3$) в гидридах RFe_2H_x наблюдаются [7] ромбоэдрические искажения исходной ГЦК-структуры (β -фаза), которые, как предполагается, связаны с упорядочением водорода в кристаллической решетке. Вероятно, прикладываемые магнитные поля оказываются малы по сравнению с возникающим при введении водорода полем локальной магнитной анизотропии, поэтому в исходном соединении $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ магнитострикция обусловлена в основном РЗ-подрешеткой, а в гидриде $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2H_x$ — преимущественно подрешеткой Fe. Магнитострикция соединения $LuFe_2H_{3/2}$, обусловлена подрешеткой железа, имеет положительное значение в интервале температур 4.2–300 К [7]. Величины магнитострикции гидридов $LuFe_2H_{3/2}$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2H_x$ при $T > 120$ К практически совпадают, из чего можно сделать заключение, что выше 120 К магнитострикция $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2H_x$ также обусловлена в основном подрешеткой Fe. Магнитострикция $LuFe_2H_{3/2}$ положительна, поэтому и у $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2H_x$ выше T_{comp} она также положительна, а ниже отрицательна, так как в первом случае увеличение внешнего поля вызывает рост проекции магнитного момента Fe на направление поля, а во втором (при $T < T_{comp}$), наоборот, ее уменьшение (рис. 6).

4. Заключение

Результаты проведенных исследований показывают, что при внедрении атомов водорода в кристаллическую решетку исследованных соединений $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Fe_2$ и $Tb_{0.27}Dy_{0.73}Co_2$ происходит резкое уменьшение температуры магнитного упорядочения и величины магнитострикции. Полученные данные могут быть объяснены сильным изменением локальной электронной плотности при гидрировании, что приводит к изменению величины обменных интегралов и электростатических кристаллических полей, действующих на магнитные моменты $4f$ - и $3d$ -ионов.

Список литературы

- [1] A.E. Clark. In: Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths / Eds K.A. Gshneidner, jr. and J. Eyring. N.H. Publishing Comp. (1979). P. 231.
- [2] К.П. Белов. Магнитострикционные явления и их приложения. Наука, М. (1987). 240 с.
- [3] А.В. Дерягин, В.Н. Москалев, Н.В. Мушников, С.В. Терентьев. ФММ **57**, 6, 1086 (1984).
- [4] F. Pourarian. Physica B **321**, 18 (2002).
- [5] К.П. Белов. Магнитные превращения. Физматгиз, М. (1959). 259 с.
- [6] H.P.J. Wijn, E. Burzo, A. Chelkowski, H.R. Kirchmayr. In: Landolt-Börnstein. New Series Vol. III/19 d2. Springer, Berlin (1990). P. 106.
- [7] Н.В. Мушников. Автореф. докт. дис. Екатеринбург (2004).
- [8] G. Wiesinger, G. Hilscher. In: Handbook of Magnetic Material / Ed. K.H.J. Buschow. Elsevier Sci. **6**, 6, 511 (1991).
- [9] H. Fujii, H. Sun. In: Handbook of Magnetic Materials / Ed. K.H.J. Buschow. Ser. Ferromagnetic Mater. **9**, 3, 304 (1995).
- [10] С.А. Никитин, И.С. Терешина. ФТТ **45**, 10, 1850 (2003).
- [11] M. Brouda, K.H.J. Buschow, A.R. Miedema. IEEE Trans. Magn. **MAG-10**, 182 (1974).
- [12] I.S. Tereshina, S.A. Nikitin, J. Stepien-Damm, L.D. Gulay, N.Yu. Pankratov, A.A. Salamova, V.N. Verbetsky, W. Suski. J. Alloys Comp. **329**, 31 (2001).