



ВЕСТНИК

ЮЖНО-УРАЛЬСКОГО
ГОСУДАРСТВЕННОГО
УНИВЕРСИТЕТА № 32 (249)
2011

ISSN 2075-809X

СЕРИЯ

«МАТЕМАТИКА.
МЕХАНИКА.
ФИЗИКА»

Выпуск 5

Решением ВАК России включен в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий

Учредитель – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет)

Редакционная коллегия серии:

д.ф.-м.н., профессор **Бескачко В.П.**
(*отв. редактор*),

к.ф.-м.н., доцент **Голубев Е.В.**
(*отв. секретарь*),

д.т.н., профессор **Гуревич С.Ю.**,

к.ф.-м.н., профессор **Заляпин В.И.**,

д.ф.-м.н., профессор **Менихес Л.Д.**,

д.т.н., профессор **Садаков О.С.**,

д.т.н., профессор **Сапожников С.Б.**,

д.т.н., профессор **Чернявский А.О.**

Серия основана в 2009 году.

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-26455 выдано 13 декабря 2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия.

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory».

Решением Президиума Высшей аттестационной комиссии Министерства образования и науки Российской Федерации журнал включен в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Подписной индекс 29211 в объединенном каталоге «Пресса России».

Периодичность выхода – 2 номера в год.

СОДЕРЖАНИЕ

Математика

| | |
|---|----|
| АЛИЕВ Р.А. Об определении неизвестных коэффициентов в квазилинейном эллиптическом уравнении | 4 |
| АСФАНДИЯРОВА Ю.С. Об одном способе обращения линейных задач для обыкновенных дифференциальных уравнений | 12 |
| БРЕДИХИНА А.Б. Об оптимальности метода М.М. Лаврентьева при решении уравнений с ошибкой в операторе | 18 |
| КАМАЛТДИНОВА Т.С. Об оценке погрешности нелинейного метода проекционной регуляризации при условии кусочной гладкости решения | 23 |
| КАРАЧИК В.В. Полиномиальные решения дифференциальных уравнений в частных производных с постоянными коэффициентами II | 27 |
| КАРАЧИК В.В., АНТРОПОВА Н.А. Построение полиномиальных решений задачи Дирихле для бигармонического уравнения в шаре | 39 |
| МЕГРАЛИЕВ Я.Т. Обратная краевая задача для дифференциального уравнения с частными производными четвертого порядка с интегральным условием | 51 |
| МЕДВЕДЕВ С.В. Некоторые свойства пространства $h(X, k)$ | 57 |
| РАСУЛОВ К.М. О задаче типа Дирихле в классах квазигармонических функций в круге | 62 |
| ТАБАРИНЦЕВА Е.В. О решении граничной обратной задачи для параболического уравнения методом вспомогательных граничных условий | 68 |

Механика

| | |
|---|----|
| ШАБЛОВСКИЙ О.Н. Тригонометрический профиль скорости сдвигового течения вязкой жидкости | 77 |
| ЩЕРБАКОВА А.О. Применение метода конечных элементов к расчету больших перемещений плоской линейно-упругой конструкции | 83 |

Физика

| | |
|---|-----|
| ЕРШОВ А.В., КУНДИКОВА Н.Д. Воздействие продольного магнитного поля на распространение когерентного излучения в волоконном световоде | 92 |
| МОРОЗОВ С.И., ЖЕРЕБЦОВ Д.А., ГРИБАЧЁВ А.С. Поверхностные фазы в сплавах на основе железа | 98 |
| ПЕСИН Л.А., ГРИБОВ И.В., МОСКВИНА Н.А., КУЗНЕЦОВ В.Л., ЕВСЮКОВ С.Е., БОГАТЫРЕВА М.Е., ХАНАНОВА А.В. Влияние термической обработки и ионной бомбардировки на электронную структуру предварительно карбонизованной поверхности поливинилиденфторида | 103 |
| РЫБАЛКА С.Б., ДОДОНОВА Е.В., СКОКОВ К.П. Кинетика роста новых фаз в ходе фазовых превращений, индуцированных водородом в магнитотвердом сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ | 109 |
| СОЗЫКИН С.А., БЕСКАЧКО В.П. Зависимость электрического сопротивления углеродной нанотрубки с металлическим типом проводимости от механического нагружения и интеркалирования серой | 115 |

CONTENTS

Mathematics

| | |
|---|----|
| ALIYEV R.A. About evaluation of unknown coefficients in a quasilinear elliptic equation..... | 4 |
| ASFANDIYAROVA Yu.S. The inversion procedure for ordinary differential equation's linear boundary problem | 12 |
| BREDIKHINA A.B. About optimality of the M.M. Lavrentiev method when solving equations with operator error | 18 |
| KAMALTDINOVA T.S. About error estimate of nonlinear projection regularization method under the condition of piece-wise smoothness of solution | 23 |
| KARACHIK V.V. Polynomial solutions to partial differential equations with constant coefficients II | 27 |
| KARACHIK V.V., ANTROPOVA N.A. Construction of polynomial solutions to the Dirichlet problem for the biharmonic equation in a ball..... | 39 |
| MEHRALIYEV Ya.T. Inverse boundary problem for a partial differential equation of fourth order with integral condition | 51 |
| MEDVEDEV S.V. Some properties of the space $h(X, k)$ | 57 |
| RASULOV K.M. About the boundary value problem of Dirichlet type in the classes of quasiharmonic functions in a circle..... | 62 |
| TABARINTSEVA E.V. About solution of the boundary inverse problem for a parabolic equation by means of subsidiary boundary conditions method..... | 68 |

Mechanics

| | |
|---|----|
| SHABLOVSKY O.N. Trigonometrical profile of the velocity of the shear flow of the viscous fluid | 77 |
| SCHERBAKOVA A.O. The finite element method use for large displacements calculations of plane linear-elastic structures..... | 83 |

Physics

| | |
|---|-----|
| ERSHOV A.V., KUNDIKOVA N.D. Magnetic field influence coherent light propagation through an optical waveguide..... | 92 |
| MOROZOV S.I., ZHEREBTSOV D.A., GRIBACHEV A.S. Surface phases in iron-based alloys.... | 98 |
| PESIN L.A., GRIBOV I.V., MOSKVINA N.A., KUZNETSOV V.L., EVSYUKOV S.E., BOGATYRYOVA M.E., KHANANOVA A.V. Heat treatment and ion bombardment effects on the electron structure of preliminary carbonized polyvinylidenefluoride surface | 103 |
| RYBALKA S.B., DODONOVA E.V., SKOKOV K.P. kinetics of growth of new phases during hydrogen-induced transformations in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ hard magnetic alloy..... | 109 |
| SOZYKIN S.A., BESKACHKO V.P. Electrical resistance of carbon nanotube with a metallic type of conductivity during mechanical loading and intercalation by sulfur..... | 115 |

КИНЕТИКА РОСТА НОВЫХ ФАЗ В ХОДЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$

С.Б. Рыбалка¹, Е.В. Додонова², К.П. Скоков³

Исследована кинетика роста новых фаз в ходе индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$. Показано, что развитие прямого фазового превращения замедляется с понижением температуры превращения. Анализ кинетики роста новых фаз в ходе индуцированных водородом прямого фазового превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ позволил установить, что процесс роста новых фаз в исследованном интервале температур контролируется диффузией больших атомов (Fe, Sm) компонентов сплава.

Ключевые слова: кинетика, фазовые превращения, магнитотвердые сплавы.

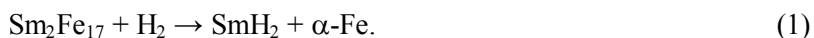
Введение

Исследование фазовых превращений всегда было одним из основных направлений физики твердого тела, физики металлов, теоретического и практического металловедения [1–3].

Например, разработанная впервые Такешитой и Накаямой новая технология, известная как HDDR-процесс (Hydrogenation-Decomposition-Desorption-Recombination), является новым перспективным подходом для улучшения свойств постоянных магнитов посредством индуцированных водородом фазовых превращений в сплавах RE-TM (RE – редкоземельный металл, TM – переходной металл) [4–6]. Применение HDDR-процесса позволяет получить нанокристаллические порошки из магнитотвердых сплавов типа RE-TM с мелкозернистой структурой ~0,1–0,3 μm [5, 6]. Как результат, практическое использование прямых и обратных индуцированных водородом фазовых превращений в магнитотвердых сплавах типа RE-TM, таких как, например, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ и $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, позволяет улучшить их структуру и магнитные свойства, а также дает возможность миниатюризации новых технических устройств, изготовленных из $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ и $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ постоянных магнитов, которые широко используются в DVD-ROM, акустических системах и других современных устройствах [6].

Совершенно очевидно, что знание кинетики роста фаз в ходе индуцированных водородом фазовых превращений позволит контролировать микроструктуру и магнитные свойств этих материалов.

На первом этапе при взаимодействии с водородом при температурах ~300–400 °C в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ развивается прямое индуцированное водородом фазовое превращение по следующей схеме [7]:



В результате формируются частицы фазы SmH_2 с размерами до 50 нм в диаметре, расположенные в матрице $\alpha\text{-Fe}$ фазы.

Далее при эвакуации водорода в вакууме до ~1 Па сплав претерпевает обратное фазовое превращение, ведущее к рекомбинации распавшихся фаз в исходную фазу $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, по следующей фазовой схеме [7]:



В результате проведения прямого и обратного фазовых превращений в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ формируется реформированная микроструктура сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ с размерами зерен ~0,1–0,3 μm , приводящая к улучшению магнитных свойств постоянных магнитов, изготовленных из обработанных сплавов [7].

¹ Рыбалка Сергей Борисович – кандидат физико-математических наук, доцент, кафедра физики, физико-металлургический факультет, Донецкий национальный технический университет. e-mail: rybalka@rambler.ru

² Додонова Елена Викторовна – магистр, аспирант, кафедра физики, физико-металлургический факультет, Донецкий национальный технический университет.

³ Скоков Константин Петрович – кандидат физико-математических наук, доцент, кафедра магнетизма, физико-технический факультет, Тверской государственный университет.

Однако, как правило, условия HDDR-обработки (температура, длительность выдержки, давление) выбираются без учета кинетических особенностей данного рода превращений, что в некоторых случаях приводит к росту зерен основной ферромагнитной фазы и вследствие этого к уменьшению коэрцитивной силы магнитотвердого сплава [8]. Очевидно, что понимание кинетических особенностей индуцированных водородом фазовых превращений в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ позволит в дальнейшем контролировать получаемую микроструктуру, а также магнитные свойства данного магнитотвердого сплава.

В настоящей работе исследовали кинетику роста новых фаз в ходе прямых индуцированных водородом фазовых превращений в магнитотвердом сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ при температурах 320–750 °С и давлении водорода 0,1 МПа.

Материалы и методика эксперимента

Исследование кинетики роста новых фаз в ходе прямых фазовых превращений проводили на специальной водородно-вакуумной установке, используя магнитометрический метод Садикова [9]. Данная установка позволяет изучать кинетику индуцированных водородом фазовых превращений при температурах до 1000 °С и в интервале рабочих давлений водорода от 0,1 до 1,4 МПа, а также в вакууме до ~1 Па. В основе регистрации выделяющихся в ходе фазовых превращений новых фаз лежит тот факт, что в исследуемом температурном интервале (320–750 °С) исходный сплав $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ является парамагнитным ($T_c = 254$ °С), а образующаяся фаза α -Fe является ферромагнитной. Таким образом, по увеличению или уменьшению количества ферромагнитной фазы регистрировали развитие фазовых превращений данным методом.

Исследуемый сплав $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ был изготовлен в лаборатории кафедры магнетизма физико-технического факультета ТверГУ путем сплавления чистых компонентов в электропечи. После этого производилось дробление слитков сплава в шаровой мельнице до размеров частиц ~50–600 μm .

Порошок исследуемого сплава массой 1,25 г помещали в рабочую камеру, а затем вакуумировали ее до давления ~1 Па. Далее сплав нагревали в вакууме со скоростью 80 °С/мин до температур в интервале 320–750 °С, после установления изотермических условий в камеру подавали водород под давлением 0,1 МПа. В процессе изотермической выдержки в водороде исследовали развитие прямого фазового превращения при помощи вышеописанного магнитометрического метода. Данные, полученные в ходе эксперимента, использовали далее для построения кинетических кривых. Рентгеноструктурный анализ исходного и обработанного в водороде сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ проводили на дифрактометре ДРОН-3М в излучении FeK- α .

Результаты и обсуждение

В наших экспериментах исследовалась кинетика роста новых фаз на первом этапе HDDR-процесса в соответствии с уравнением (1). Напомним, что нагрев сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ в атмосфере водорода приводит к развитию прямого фазового превращения, ведущего к распаду сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ с образованием новых фаз – фазы гидрида SmH_2 и α -фазы Fe.

Результаты исследования кинетики роста новых фаз в ходе прямого фазового превращения, индуцированного водородом в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, обобщены на рис. 1 в виде изотермической кинетической диаграммы в координатах «температура–время–превращение». Как видно из рис. 1, при температурах 750, 690 и 650 °С прямое индуцированное водородом фазовое превращение полностью завершается за 120, 230 и 300 мин соответственно. При более низких температурах прямое фазовое превращение не завершается полностью за время эксперимента, достигая при 610 °С 87 % завершенности, постепенно замедляясь до 10 % завершенности при 330 °С. Таким образом, с понижением температуры от 750 °С до 330 °С исследуемое прямое фазовое превращение сильно замедляется, и при 320 °С оно не развивается за время эксперимента. При этом необходимо также отметить, что в ходе превращения обнаружен инкубационный период превращения и с уменьшением температуры обработки имеет место увеличение продолжительности инкубационного периода превращения. Так, например, для температур 750, 690 и 650 °С его продолжительность составляла 4–8 с, а с понижением температуры до 400–330 °С инкубационный период увеличился до 10–30 мин.

Рентгенофазовые исследования показали, что после завершения прямого фазового превращения исходный сплав Sm_2Fe_{17} распадается на фазу гидрида SmH_2 и α -фазу Fe. В дополнение к этому, исследования, выполненные после проведения прямого превращения при 320 °С, подтвердили результаты магнитометрического метода, что действительно при данной температуре обработки прямое фазовое превращение не развивается за время эксперимента, и фазовый состав сплава не изменяется по сравнению с исходным.

Индукцированные водородом прямые фазовые превращения протекают в соответствии со схемой (1), из которой видно, что для таких фазовых переходов необходима диффузионная транспортировка атомов компонент сплава (Sm, Fe). Известно, что диффузионные фазовые превращения могут быть двух типов: спиновальный распад, а также превращения, протекающие по механизму зарождения и роста. В частности, фазовые превращения, протекающие по механизму зарождения и роста, требуют диффузии на большие (по сравнению с межатомными) расстояния, поэтому они обычно протекают при относительно высоких температурах и требуют более длительного периода времени для их завершения. Для фазовых превращений такого типа характерно также наличие инкубационного периода, предшествующего началу развития превращений. Таким образом, можно высказать предположение, что исследуемые фазовые переходы развиваются по механизму зарождения и роста.

Для дальнейшего анализа используем теорию фазовых превращений Джонсона–Мэла–Аврами механизма превращения [1–2], согласно которой степень завершенности фазового превращения ξ может описываться следующим выражением:

$$\xi = 1 - \exp(-kt^n), \quad (3)$$

где t – время превращения, а k и n – кинетические коэффициенты.

Известно, что если экспериментальные результаты перестроить в координатах $\ln[-\ln(1-\xi)]$ от $\ln t$, то можно установить значения кинетической константы n , которые в первом приближении дают некоторую важную качественную информацию о наиболее вероятных механизмах превращения [2]. На рис. 2 представлены такие зависимости для индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве Sm_2Fe_{17} .

Полученные значения n представлены в таблице для различных температур (где n_1 – тангенс угла наклона зависимости, описывающей степени превращения от 10 до 60 % превращения, n_2 – тангенс угла наклона зависимости, описывающей степени превращения от 60 до 90 %

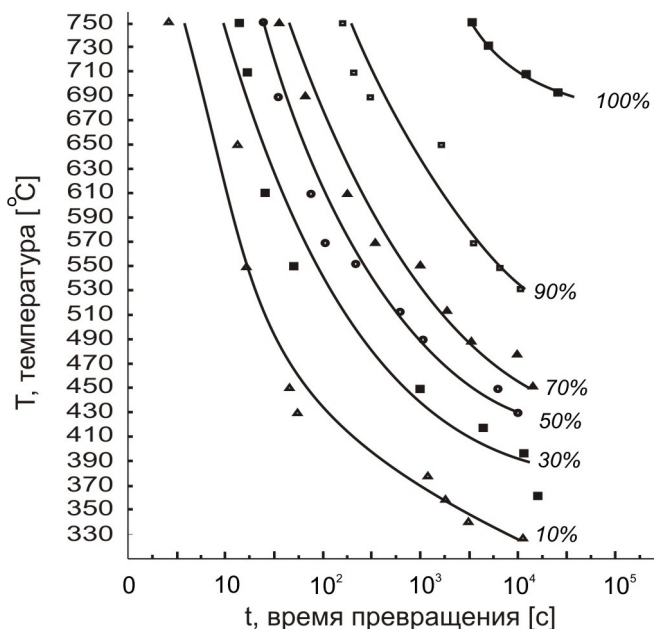


Рис. 1. Кинетика индуцированных водородом прямых фазовых превращений в сплаве Sm_2Fe_{17}

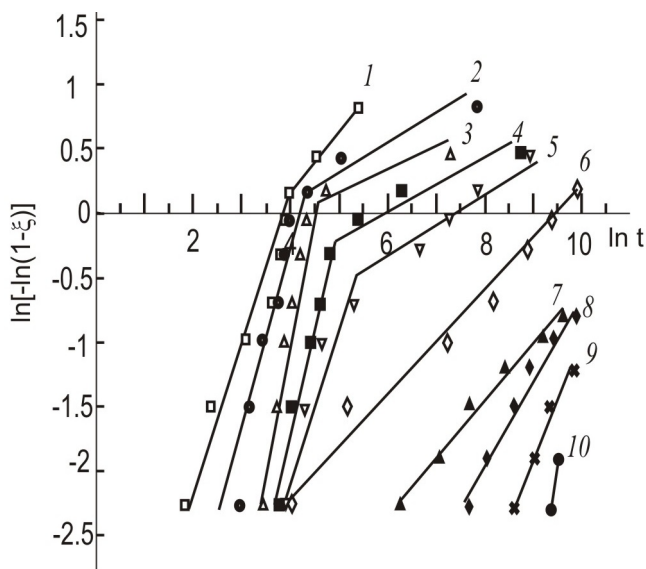


Рис. 2. Зависимость $\ln[-\ln(1-\xi)]$ от $\ln t$ для индуцированных водородом прямых фазовых превращений в сплаве Sm_2Fe_{17} при температурах превращения: 1 – 750; 2 – 650; 3 – 610; 4 – 570; 5 – 510; 6 – 450; 7 – 400; 8 – 360; 9 – 340; 10 – 330 °С

превращения). В соответствии с классификацией Дж. Кристиана [2] полученные значения n характерны для превращений с диффузионно-контролируемой скоростью роста центров новой фазы. Таким образом, это подтверждает наше предположение о диффузионно-контролируемом характере изучаемых фазовых превращений. Интересно, что при этом, как видно из рис. 2, для температур 750–510 °С наблюдается излом прямых, обусловленный сменой значений n . В соответствии с теорией Кана [2] наблюдаемое явление связано с исчерпанием мест зарождения. До исчерпания мест зарождения (в нашем случае до 60 % превращения) кинетический коэффициент k в уравнении (3) пропорционален скоростям зарождения и роста, а после исчерпания – только скорости роста. Следовательно, наше высказанное ранее предположение о том, что данного типа превращение реализуются по механизму зарождения и роста, получило еще одно подтверждение. При температурах 450–330 °С излома прямых не наблюдается, что по-видимому обусловлено тем фактом, что при данных температурах еще не произошло исчерпание мест зарождения.

Значения коэффициента n при различных температурах для индуцированных водородом прямых фазовых превращений в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$.

| T, C | 750 | 650 | 610 | 570 | 510 | 450 | 400 | 360 | 340 | 330 |
|---------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| n_1 | 1,06 | 1,23 | 2,02 | 2,00 | 2,4 | 0,77 | 0,69 | 0,74 | 0,89 | 0,95 |
| n_2 | 0,39 | 0,11 | 0,29 | 0,11 | 0,34 | | | | | |

Таким образом, анализ, проведенный в рамках кинетической теории фазовых превращений, показал, что индуцированные водородом прямые фазовые превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ развиваются по механизму зарождения и роста.

Для дальнейшего выяснения контролирующей стадии превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ был дополнительно проведен расчет процесса диффузии атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$.

Как правило, HDDR-процесс используется для обработки порошков из сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ имеющих форму сферы с последующим изготовлением из обработанных порошков прессованных или связанных на полимерной основе постоянных магнитов [6, 7]. Учитывая это, нестационарное уравнение диффузии для атомов водорода в сплав $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ было записано в сферических координатах:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_H \left(\frac{\partial^2 c}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial c}{\partial r} \right), \quad (4)$$

где c – концентрация атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, r – радиус сферической частицы сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, D_H – коэффициент диффузии атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$.

Расчет диффузии атомов водорода был проведен для частиц сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, имеющих форму сферы радиусом $R = 1$ мм. Начальные и граничные условия для уравнения (4): концентрация водорода внутри частицы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ в начальный момент времени $c(r, 0) = 0$; на поверхности частицы в любой момент времени поддерживается концентрация водорода $c(1, t) = 1$. Коэффициент диффузии атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ при расчетах принимался $D_H = 11 \cdot 10^{-3}$ мм/с² при $T = 750$ °С согласно данным работы [10]. Уравнение диффузии атомов водорода (4) в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ при заданных выше начальных и граничных условиях решалось численными методами в среде MAPLE 8.0. На рис. 3 показаны концентрационные профили относительной концентрации c/c_0 атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, полученные для моментов времени $t = 1, 2, 3, 4, 5, 10, 24$ с.

Как следует из рис. 3, при температуре 750 °С атомы водорода достигают центра сферической частицы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ через 5 с, а через 24 с относительная концентрация атомов водорода в сплаве достигает ~0,5, что действительно примерно соответствует времени инкубационного периода, наблюдавшемуся в ходе нашего эксперимента. Таким образом, наблюдающийся в ходе эксперимента инкубационный период превращения обусловлен временем, необходимым для диффузии атомов водорода в частицы сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$.

С другой стороны, авторы исследования [11, 12] полагали, что контролирующей стадией для превращений такого типа в сплаве $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ является именно диффузия атомов водорода. Однако, согласно нашим экспериментальным данным (см. рис. 1), для завершения индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ при температуре 750 °С требуется $7,2 \cdot 10^3$ с, т.е. приблизительно на три порядка величин больше, чем необходимо для диффузии атомов водорода в сплав $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ в соответствии с проведенными выше расчетами.

Таким образом, анализ и проведенные расчеты позволяют заключить, что диффузия атомов водорода в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ является наиболее быстрой стадией и процесс дальнейшего роста новых фаз в ходе развития индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, контролируется наиболее медленной стадией превращения, т.е. диффузией больших атомов замещения (в нашем случае – атомов Fe и Sm).

Выводы

1. Установлено экспериментально, что с уменьшением температуры развитие прямого фазового превращения сильно замедляется, а при низких температурах (320 °С) фазовое превращение не развивается за время эксперимента.

2. Анализ, проведенный в рамках кинетической теории фазовых превращений, показал, что индуцированные водородом прямые фазовые превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ развиваются по механизму зарождения и роста.

3. Показано, что кинетика роста новых фаз в ходе превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ лимитируется наиболее медленной стадией превращения, т.е. диффузией больших атомов замещения, в данном случае, атомами компонентов сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ – атомами Fe и Sm.

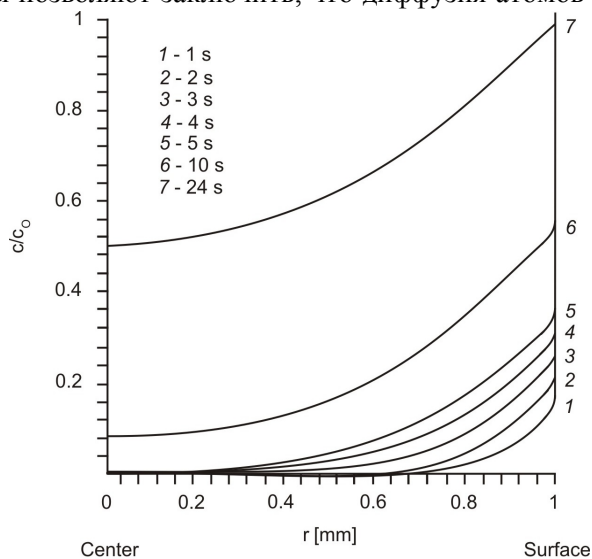


Рис. 3. Концентрационные профили c/c_0 в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, полученные для моментов времени $t = 1, 2, 3, 4, 5, 10, 24$ с ($T = 750$ °С)

Литература

1. Хачатурян, А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов / А.Г. Хачатурян. – М.: Наука, 1974. – 384 с.
2. Christian, J.W. The Theory Transformations in Metals and Alloys / J.W. Christian. – Oxford: Pergamon Press, 2002. – 1216 p.
3. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и β -раствора в сплавах титана / Л.Е. Попова, А.А. Попов. – М.: Металлургия, 1991. – 502 с.
4. Takeshita, T. Present status of the hydrogenation-decomposition-desorption-recombination process as applied to the production of magnets / T. Takeshita // J. Alloys Compounds. – 1993. – V. 193. – P. 231–234.
5. Dependence of anisotropy and coercivity on microstructure in HDDR Nd–Fe–B magnet / M. Liu, Y. Sun, G.B. Han *et al.* // J. Alloys Compounds. – 2009. – V. 478. – P. 303–307.
6. Sugimoto, S. Current status and recent topics of rare-earth permanent magnets / S. Sugimoto // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2011. – V. 44. – P. 064001.
7. Microstructural evolutions during HDDR phenomena in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ compounds / M. Okada, K. Saito, H. Nakamura *et al.* // J. Alloys Compounds. – 1995. – V. 231. – P. 60–65.
8. Detailed TEM analysis of Solid-HDDR $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ magnetic materials / M. Matzinger, J. Fidler, O. Gutfliesch, I.R. Harris // IEEE Trans. Magn. – 1995. – V. 31(6). – P. 3635–3637.
9. Fundamentals of the HDDR treatment of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ type alloys / S.B. Rybalka, V.A. Goltsov, V.A. Didus, D. Fruchart // J. Alloys Compounds. – 2003. – V. 356–357. – P. 390–394.
10. Coey, J.M.D. Gas phase interstitial modification of rare-earth intermetallics / J.M.D. Coey, R. Skomski, S. Wirth // IEEE Trans. Magn. – 1992. – V. 28. – P. 2332–2337.
11. Liesert, S. Analyse physico-chimique des parametres du developpement d'une microstructure coercitive et anisotrope dans des poudres pour aimants lies puissants par application du procede H.D.D.R. au neodyme-fer-bore. These docteur de physique / S. Liesert. – Grenoble, 1998. – 256 p.
12. Liesert, S. The hydrogenation-disproportionation-desorption-recombination process of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ studied by in-situ neutron diffraction and thermomagnetic measurements / S. Liesert, D. Fruchart, P. de Rango, J.L. Soubeyrou // J. Alloys Compounds. – 1997. – V. 253–254. – P. 140–143.

Поступила в редакцию 1 апреля 2011 г.

KINETICS OF GROWTH OF NEW PHASES DURING HYDROGEN-INDUCED TRANSFORMATIONS IN $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ HARD MAGNETIC ALLOY

S.B. Rybalka¹, E.V. Dodonova², K.P. Skokov³

There kinetics of growth of new phases during hydrogen-induced direct phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy was analysed. It is shown that evolution of direct phase transformation decreases with temperature transformation decreasing. Analysis of kinetics of growth of new phases during hydrogen-induced direct phase transformations in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy allowed to establish that the process of new phases growth in analysed temperature interval is controlled by diffusion of big atoms of alloy's components (Fe, Sm).

Keywords: kinetics, phase transformations, hard magnetic alloys.

References

1. Khachaturian A.G. *Teoriia fazovykh prevrashchenii i struktura tverdykh rastvorov* (The theory of phase transitions and the structure of solid solutions). Moscow: Nauka, 1974. 384 p. (in Russ.).
2. Christian J.W. *The Theory Transformations in Metals and Alloys*. Oxford, Pergamon Press, 2002. 1216 p.
3. Popova L.E., Popov A.A. *Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i β -rastvora v splavakh titana* (Charts austenite transformation in steels and β -solution alloys of titanium). Moscow, Metallurgiya, 1991. 502 p. (in Russ.).
4. Takeshita T. Present status of the hydrogenation-decomposition-desorption-recombination process as applied to the production of magnets. *J. Alloys Compounds*. 1993. Vol. 193. pp. 231–234.
5. Liu M., Sun Y., Han G.B., Yang W., Gao R.W. Dependence of anisotropy and coercivity on microstructure in HDDR Nd–Fe–B magnet. *J. Alloys Compounds*. 2009. Vol. 478. pp. 303–307.
6. Sugimoto S. Current status and recent topics of rare-earth permanent magnets. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2011. Vol. 44. p. 064001.
7. Okada M., Saito K., Nakamura H., Sugimoto S., Homma M. Microstructural evolutions during HDDR phenomena in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ compounds. *J. Alloys Compounds*. 1995. Vol. 231. pp. 60–65.
8. Matzinger M., Fidler J., Gutfliesch O., Harris I.R. Detailed TEM analysis of Solid-HDDR $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ magnetic materials. *IEEE Trans. Magn.* 1995. Vol. 31, no. 6. pp. 3635–3637.
9. Rybalka S.B., Goltsov V.A., Didus V.A., Fruchart D. Fundamentals of the HDDR treatment of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ type alloys. *J. Alloys Compounds*. 2003. Vol. 356–357. pp. 390–394.
10. Coey J.M.D., Skomski R., Wirth S. Gas phase interstitial modification of rare-earth intermetallics. *IEEE Trans. Magn.* 1992. Vol. 28. pp. 2332–2337.
11. Liesert S. Analyse physico-chimique des parametres du developpement d'une microstructure coercitive et anisotrope dans des poudres pour aimants lies puissants par application du procede H.D.D.R. au neodyme-fer-bore. These docteur de physique. Grenoble, 1998. 256 p.
12. Liesert S., Fruchart D., de Rango P., Soubeyroux J.L. The hydrogenation-disproportionation-desorption-recombination process of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ studied by in-situ neutron diffraction and thermomagnetic measurements. *J. Alloys Compounds*. 1997. Vol. 253–254. pp. 140–143.

¹ Rybalka Sergey Borisovich is Cand. Sc. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Physics Department, Donetsk National Technical University. e-mail: rybalka@rambler.ru

² Dodonova Elena Victorovna is a master student, Post-graduate Student, Physics Department, Physics and Metallurgic Faculty, Donetsk National Technical University.

³ Skokov Konstantin Petrovich is Cand. Sc. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Magnetism Department, Physics and Technical Faculty, Tver State University.