

Владимир Иванович Хвесюк родился в 1940 г., окончил в 1963 г. МАИ им. С. Орджоникидзе и в 1968 г. МГУ им. М.В. Ломоносова. Д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой “Теплофизика” МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 200 научных работ, в том числе трех монографий, в области физики и технических приложений низкотемпературной и высокотемпературной плазмы.

V.I. Khvesiuk (b. 1940) graduated from Moscow Aviation Institute in 1963 and Lomonosov Moscow State University in 1968. D. Sc. (Eng.), professor, Head of “Thermal Physics” Department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of more than 200 publications, among them 3 monographs, in the field of plasma physics and technologic applications of low and high temperature plasma.

УДК 536-12+669.15'26'25

Н. А. Б е л я к о в, Б. Е. В и н т а й к и н

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ В ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co

Изложен подход к изучению фазового равновесия в многокомпонентных высококоэрцитивных сплавах на основе системы железо-хром-кобальт с помощью уточненной численной модели. Рассмотрен пример применения модели для расчета равновесных состояний в системе железо-хром-кобальт, легированной алюминием и ниобием с исходным содержанием кобальта 15 ат. %.

Разработка материалов, обладающих определенной совокупностью физических и механических свойств, представляет собой чрезвычайно важное направление современной техники. Немалую роль в этом играет исследование многокомпонентных систем. Решение этой задачи методом проб и ошибок является достаточно длительным и трудоемким процессом, требующим значительного времени и средств. Вследствие этого актуальной является разработка прогнозирующих моделей, описывающих формирование заданных свойств, и их реализация в виде численных алгоритмов для ЭВМ [1]. Этот подход позволяет заменить большую часть продолжительных и дорогостоящих натуральных экспериментов на вычислительные, что способствует повышению эффективности исследований в данном направлении.

В качестве примера могут выступать магнитно-жесткие материалы, обладающие комплексом заданных магнитных, механических и других свойств, необходимых для создания специальных электротехнических устройств. Основой для таких материалов могут служить многокомпонентные сплавы на основе системы Fe-Cr-Co [2]. Формирование совокупности свойств таких сплавов происходит при термоманитной обработке вследствие протекающего при температуре примерно

1000 К (в зависимости от состава) и ниже спинодального распада гомогенной ОЦК фазы на основе α -железа на две фазы [3]. Одна из этих фаз (α_1) обогащена железом и кобальтом и обладает ферромагнитными свойствами, другая фаза (α_2) содержит в себе большое количество хрома и является парамагнитной. Таким образом, по построенным фазовым диаграммам можно предсказывать свойства многокомпонентных сплавов.

В данной работе описан подход к решению задачи разработки многокомпонентных магнитных ОЦК сплавов на основе системы Fe-Cr-Co путем построения термодинамической модели, описывающей фазовые равновесия. Этот подход был впервые сформулирован в работе [3] и к настоящему времени уточнен по новым литературным [4, 5] и полученным нами экспериментальным данным. На основе модели разработан численный алгоритм, который реализован и протестирован в виде программы для ЭВМ на языке C++. С помощью данной программы можно оперативно получать необходимые сведения о равновесных фазовых составах и объемных долях фаз многокомпонентных сплавов на основе системы Fe-Cr-Co, затем, опираясь на эти данные, прогнозировать свойства сплавов, рассчитывать режимы термической обработки для формирования требуемого структурного состояния до проведения непосредственных технологических экспериментов, что позволяет сократить продолжительность и стоимость исследований [6].

Описание модели. В рассматриваемой модели основной проблемой является описание термодинамических потенциалов как функций состава и внешних условий. В случае твердых растворов, вследствие незначительных изменений объемов, в качестве термодинамического потенциала удобно использовать интегральную свободную энергию Гельмгольца образования системы. Эта величина представляется в виде суммы различных вкладов, рассмотренных ниже.

В модели учтен так называемый химический вклад в молярную свободную энергию образования раствора. Этот вклад связан с тепловым эффектом и изменением энтропии при смешении (образовании) раствора. Расчет этого вклада проводился в рамках модели субрегулярных растворов на основе сведений о бинарных системах [7, 8], которые были впоследствии уточнены по экспериментальным данным (энтальпиям и избыточным энтропиям образования систем) и фазовым диаграммам. Концентрационно-температурная зависимость молярной свободной энергии образования одной фазы N -компонентного сплава описывалась следующей модельной функцией:

$$\Delta F_c(\mathbf{x}, T) = \sum_{i=1}^N \sum_{j=i+1}^N w_{ij}(x_i, x_j, T) x_i x_j + RT \sum_{i=1}^N x_i \ln x_i, \quad (1)$$

где x_i — концентрация i -го компонента в данной фазе (в атомных долях), T — температура, w_{ij} — величины, включающие в себя энтальпии и избыточные энтропии образования моля сплавов, связанные с неидеальностью твердых растворов, $i, j = 1 \dots N$. В выражении (1) логарифмические слагаемые выражают молярную энтропию образования идеальных растворов.

Величины w_{ij} аппроксимировались полиномиальными соотношениями вида

$$w_{ij} = \frac{x_i \sum_{k=0}^n a_k T^k + x_j \sum_{k=0}^m b_k T^k}{x_i + x_j},$$

аддитивно учитывающими энтальпию и избыточную энтропию смешения моля неидеального твердого раствора, сведения о которых получают, в основном опираясь на экспериментальные данные. Полагалось, что степени полиномов не превышают трех. Коэффициенты a_k и b_k являются индивидуальными для каждой функции w_{ij} . Первоначально использовали коэффициенты из работы [3], приведенные в таблице. Остальные коэффициенты считались равными нулю.

Результатом учета только химического вклада в свободную энергию образования моля сплава являются гладкие куполообразные области расслоения на вертикальных сечениях фазовой диаграммы. Однако, согласно эксперименту, область расслоения $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ у сплавов на основе Fe-Cr-Co имеет узкий острый гребень, который как бы натягивается на поверхность точек Кюри [3]. Такой вид фазовой диаграммы обусловлен влиянием магнитного упорядочения на равновесие в системе на основе Fe-Cr-Co. Поэтому в описываемой модели в качестве аддитивной добавки ΔF_m к свободной энергии образования системы учитывали вклад энергии магнитного упорядочения. Этот вклад вычислялся с помощью зависимостей магнитного вклада в теплоемкость в области температуры Кюри T_c сплава [3], которые получены как в результате экспериментальных исследований, так и в рамках многих моделей магнитного упорядочения [9]:

$$C_m(T) = \begin{cases} A_1 \left(\frac{T}{T_c}\right)^n, & T \leq T_c, \\ A_1 \left(\frac{T}{T_c}\right) \exp\left(-\frac{T-T_c}{mT_c}\right), & T > T_c. \end{cases} \quad (2)$$

В формуле (2) величина T_c описывает концентрационную зависимость температуры Кюри твердого раствора следующим образом:

$$T_c = T_{c(\text{Fe})} + \sum_{i=1}^N (e_i x_i + f_i x_i^2),$$

Принятые значения коэффициентов a_k, b_k (Дж/(моль·К^k))

Пара компонентов (ОЦК сплав)	a_0 b_0	a_1 b_1	a_2 b_2	a_3 b_3
Al-Co	-450617,0 -93303,0	92,521 100,684	-0,1854 -0,11316	$1,1878 \cdot 10^{-4}$ $0,30584 \cdot 10^{-4}$
Al-Cr	-60250,0	—	—	—
Al-Fe	-175728,0 -58576,0	71,128 -14,226	— —	— —
Al-Mo	16736,0 30543,0	-12,552 0,0	— —	— —
Al-Nb	-213384,0	67,781	—	—
Al-Ti	-117152,0	41,84	—	—
Al-W	-23849,0	26,15	—	—
Co-Cr	27288,0 27288,0	0,0 -41,84	— —	— —
Co-Fe	-30945,0 -33886,0	— —	$5,0036 \cdot 10^{-2}$ $4,3706 \cdot 10^{-2}$	$-2,1701 \cdot 10^{-5}$ $-1,6563 \cdot 10^{-5}$
Co-Mo	29288,0	—	—	—
Co-Nb	32217,0	—	—	—
Co-Ti	-143093,0 -109621,0	54,39 29,29	— —	— —
Co-W	56065,0	—	—	—
Cr-Fe	24104,0	-10,46	—	—
Cr-Mo	34309,0 21338,0	-11,30 -5,86	— —	— —
Cr-Nb	29288,0 22594,0	— —	— —	— —
Cr-Ti	25104,0 12552,0	— —	— —	— —
Cr-W	31380,0 28033,0	— —	— —	— —
Fe-Mo	32217,0 33422,0	-8,368 0,0	— —	— —
Fe-Nb	8786,0 16736,0	— —	— —	— —
Fe-V	-4500,0	—	—	—
Fe-Ti	-46024,0 -23012,0	— —	— —	— —
Fe-W	46861,0 50208,0	-10,868 0,0	— —	— —
Mo-Ti	5192,0	—	—	—
Nb-Ti	13075,0	—	—	—
Ti-W	16138,0 16138,0	7,95 0,0	— —	— —

где $T_{c(\text{Fe})} = 1043 \text{ К}$ (температура Кюри железа), а коэффициенты e_i и f_i подбираются по результатам сравнения с экспериментальными данными и фазовыми диаграммами.

Выражение для A_1 в формуле (2) имеет вид

$$A_1 = A/(1/n + m),$$

где величина A представляет собой интегральное изменение магнитного вклада в энтропию системы при магнитном фазовом переходе:

$$A = \int_0^{+\infty} \frac{C_m(T)}{T} dT,$$

а параметры m и n описывают состояние дальнего и ближнего магнитного порядка. Зависимость величины A от состава в рассматриваемой модели была описана соотношением

$$A = A_{(\text{Fe})} \sum_{i=1}^N h_i x_i,$$

где $A_{(\text{Fe})} = 8,5 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$ — изменение энтропии при магнитном фазовом переходе для железа, а коэффициенты h_i определяются из экспериментальных сведений.

Были использованы следующие значения коэффициентов: $h_i = 1,0$ (для железа); $e_i = 600 \text{ К}$, $h_i = 1,2$ (для кобальта); $e_i = -1000 \text{ К}$ (для хрома); $e_i = -200 \text{ К}$ (для молибдена). Величины m и n принимались равными соответственно 0,05 и 5. Остальные коэффициенты полагались равными нулю.

Выражения, описывающие магнитный вклад в свободную энергию Гельмгольца образования системы $\Delta F_m = \Delta U_m - T\Delta S_m$, находили аналитическим интегрированием формул

$$C_m = T \frac{\partial S_m}{\partial T}, \quad C_m = \frac{\partial U_m}{\partial T},$$

откуда

$$\Delta S_m = \int C_m \frac{dT'}{T'}, \quad \Delta U_m = \int C_m dT'.$$

Окончательное выражение для вклада энергии магнитного упорядочения в свободную энергию образования моля одной фазы сплава

на основе Fe-Cr-Co имеет следующий вид:

$$\Delta F_m(\mathbf{x}, T) = \begin{cases} -\frac{A_1}{n(n+1)} T_c \left(\frac{T}{T_c}\right)^{n+1} - F_0 + TA, & T \leq T_c, \\ -\frac{A_1}{n(n+1)} T_c - A(T - T_c) + \\ + A_1 m^2 T_c \left(1 - \exp\left(-\frac{T - T_c}{m T_c}\right)\right) - F_0 + TA, & T > T_c. \end{cases} \quad (3)$$

В выражении (3) обозначено

$$F_0 = \frac{A_1}{n+1} T_c + A_1 (m + m^2) T_c.$$

Два рассмотренных вклада в свободную энергию образования системы оказывают наиболее значительное влияние на равновесные фазовые составы сплавов на основе системы Fe-Cr-Co. Для уточнения модели в случае достижения 21 ат. % кобальта в ферромагнитной фазе следует учитывать атомное упорядочение по типу CsCl в этой фазе, которое влияет на механические свойства получаемого материала, в частности, вызывая повышение прочностных свойств [10]. Учет энергии атомного упорядочения можно также реализовать в виде некоторой аддитивной добавки ΔF_o . Тогда полная свободная энергия образования моля одной фазы сплава описывается суммой

$$\Delta F(\mathbf{x}, T) = \Delta F_c(\mathbf{x}, T) + \Delta F_m(\mathbf{x}, T) + \Delta F_o(\mathbf{x}, T). \quad (4)$$

В свою очередь функция молярной свободной энергии образования двухфазной системы имеет вид

$$\Delta F_{2ph}(\mathbf{x}_{\alpha_1}, \mathbf{x}_{\alpha_2}, T) = \nu_1 \cdot \Delta F(\mathbf{x}_{\alpha_1}, T) + \nu_2 \cdot \Delta F(\mathbf{x}_{\alpha_2}, T). \quad (5)$$

Здесь ν_1, ν_2 представляют собой объемные доли фаз α_1, α_2 соответственно, а $\mathbf{x}_{\alpha_1}, \mathbf{x}_{\alpha_2}$ — составы этих N -компонентных фаз.

В случае если разность параметров решетки выделяющихся фаз велика (это определяется параметрами решетки чистых элементов, легирующих сплавы на основе Fe-Cr-Co), то в качестве аддитивной добавки к свободной энергии образования двухфазной системы следует еще учитывать энергию упругих деформаций фаз, выражение для которой зависит от формы выделений [3]. Рассмотрение упругой энергии нужно производить на этапе расчета свободной энергии двухфазной структуры, поскольку величина этого вклада определяется объемным соотношением формирующихся фаз.

Расчет границ области расслоения $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ для N -компонентного сплава производился путем минимизации функции молярной свободной энергии образования двухфазной системы (5) (с учетом энергии упругих деформаций для пластинчатых выделений [3]) при

фиксированной температуре T по N следующим параметрам: $N - 1$ независимым концентрациям элементов в первой фазе и объемной доле первой фазы ν_1 . При этом состав второй фазы пересчитывали по правилу рычага:

$$\frac{\nu_2}{\nu_1} = \frac{x_{0,i} - x_{\alpha_1,i}}{x_{\alpha_2,i} - x_{0,i}}, \quad i = 1, \dots, N, \quad (6)$$

где i — номер компонента фазы.

В формуле (6) величины $x_{0,i}$, $i = 1, \dots, N$ представляют собой исходный состав расплаивающегося на две фазы сплава и обязательно должны включаться в набор входных параметров алгоритма минимизации.

Таким образом, из равенства

$$\Delta F_{2ph}(\mathbf{x}_{\alpha_1}^0, \mathbf{x}_{\alpha_2}^0, T) = \min_{\mathbf{x}_{\alpha_1}, \mathbf{x}_{\alpha_2}} \Delta F_{2ph}(\mathbf{x}_{\alpha_1}, \mathbf{x}_{\alpha_2}, T)$$

можно определить устойчивые равновесные составы фаз $\mathbf{x}_{\alpha_1}^0$, $\mathbf{x}_{\alpha_2}^0$ многокомпонентных сплавов на основе системы Fe-Cr-Co при заданной температуре и таким образом построить фазовую диаграмму “состав–температура” и по этой диаграмме прогнозировать свойства сплавов.

Поиск минимума функции (5) производился различными модификациями градиентного метода [11] при учете дополнительных условий, накладываемых в виде ограничений на составы: $0 < x_{\alpha_1,i} < 1$, $0 < x_{\alpha_2,j} < 1$ для всех $i, j = 1, \dots, N$. Используются строгие неравенства, поскольку в противном случае функция химического вклада в свободную энергию образования раствора (1) вследствие наличия логарифмических членов может иметь особенности, делающие затруднительным минимизацию функции. Градиентные методы применимы постольку, поскольку, как это можно видеть из выражений (1) и (3), в указанных областях составов функция (5) дифференцируема. Компоненты градиента находились численно по двухточечным и четырехточечным формулам конечных разностей.

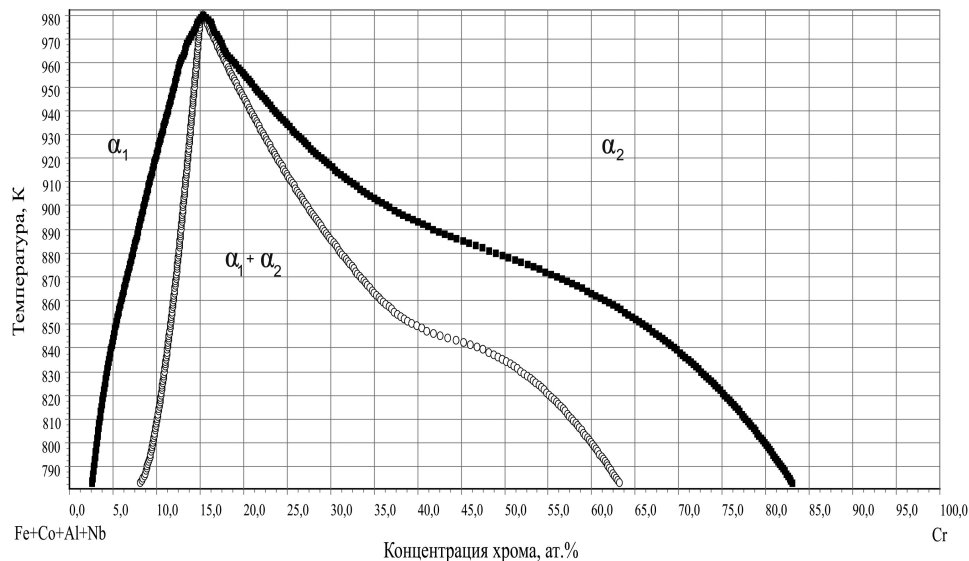
Для нахождения границ спиновальной области составов, внутри которой сплав абсолютно неустойчив к сколь угодно малым флуктуациям параметров, изучались точки гиперповерхности свободной энергии образования однородной α -фазы (4) в пространстве независимых концентраций при фиксированной температуре. Точки в этом пространстве, в которых существуют направления, где величина второй производной отрицательна, лежат внутри спиновальной области. В таких точках матрица Гессе (матрица вторых производных) функции (4) теряет знакоположительность. Исследовать матрицу Гессе на знакоположительность можно, воспользовавшись критерием Сильвестра или решая задачу о собственных числах и векторах [12]. Оба

этих способа имеют свои преимущества и реализованы в алгоритме расчета спинодальной области.

Результаты и обсуждение. С помощью описанной модели были произведены термодинамические расчеты спинодальной области и области расслоения $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ в сплавах на основе системы Fe-Cr-Co. В качестве легирующих четвертого и пятого компонентов были рассмотрены алюминий, ванадий, вольфрам, молибден, ниобий, титан. Эти элементы добавляют в сплав для повышения устойчивости α твердого раствора, что позволяет проводить технологически необходимую закалку магнитов более плавно, с меньшим риском их растрескивания. Эти элементы по-разному распределяются между фазами, благодаря чему оказывается возможным получение заданного несоответствия параметров решетки фаз, которое в свою очередь определяет степень вытянутости областей фаз α_1 и α_2 и связанные с ними магнитные свойства [13, 14].

Расчетом в рамках предложенной модели были получены данные о равновесных составах ферромагнитной и парамагнитной фаз, об объемных долях этих фаз, на основе чего вычислены параметры решетки равновесных фаз в приближении линейной зависимости параметра решетки от состава, а также проведено сопоставление полученных диаграмм с имеющимися экспериментальными данными.

На рисунке приведены результаты вычислений равновесной концентрации хрома при различных температурах для сплава Fe-16%Cr-



Пример вычисления равновесных концентраций хрома при различных температурах (■) для системы Fe-16%Cr-15%Co-1%Al-1%Nb и соответствующей спинодальной области (○)

15%Co-1%Al-1%Nb (ат.%) и соответствующее вертикальное сечение спинодальной области фазовой диаграммы. Согласно расчету, алюминий и ниобий, имеющие существенно бóльшие атомные радиусы по сравнению с железом, хромом и кобальтом, распределяются преимущественно в ферромагнитную фазу, что приводит к ослаблению ее намагниченности и к уменьшению разности параметров решетки парамагнитной и ферромагнитной фаз, которая в данном случае не превышает 0,15% в широком интервале температур. Максимум магнитных свойств наблюдается при температуре около 920 К, когда отношение объемных долей парамагнитной и ферромагнитной фаз составляет $\sim 0,3$.

В качестве примера ниже приведены вычисленные концентрации (ат.%) всех элементов в фазах α_1 и α_2 при некоторых температурах для сплава, состав которого соответствует применяемым на практике магнитным материалам.

Состав исходного сплава — Fe-16%Cr-15%Co-1%Nb-1%Al;
состав фазы α_1 при T=823 К — Fe-4%Cr-16,6%Co-1,2%Al-1,2%Nb;
состав фазы α_2 при T=823 К — Fe-74,5%Cr-7,4%Co-0,2%Al-0,2%Nb;
состав фазы α_1 при T=923 К — Fe-10%Cr-16,2%Co-1,1%Al-1,1%Nb;
состав фазы α_2 при T=923 К — Fe-28,2%Cr-12,6%Co-0,8%Al-0,9%Nb.

Эти сведения хорошо согласуются с имеющимися в настоящий момент экспериментальными и литературными данными [14], что позволяет полагать возможным применение рассмотренной модели для прогнозирующих расчетов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. K a t t n e r U. R. Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria // JOM. – 1997. – V. 49. – № 12. – P. 14–19.
2. K a n e k o H., H o m m a M., N a k a m u r a Y. New Ductile Permanent Magnet of Fe-Cr-Co System // AIP Conf. Proc. – 1971. – № 5. – P. 1088–1092.
3. В и н т а й к и н Б. Е., К у з ь м и н Р. Н. Термодинамическое исследование процесса расслоения $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ в высококоэрцитивных сплавах Fe-Cr-Co, Fe-Cr-Co-Mo, Fe-Cr-Co-W, Fe-Cr-Co-Nb // Металлофизика. – 1987. – Т. 9. – № 3. – С. 16–21.
4. Д и а г р а м м ы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 1. / Под общ. ред. Лякишева Н.П. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
5. Д и а г р а м м ы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 2. / Под общ. ред. Лякишева Н.П. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
6. В и н т а й к и н Б. Е. Закономерности формирования структуры и магнитных свойств магнитно-жестких сплавов на основе Fe-Cr-Co // МиТОМ. – 1997. – № 12. – С. 12–14.
7. М о г у т н о в Б. М., Т о м и л и н И. А., Ш в а р ц м а н Л. А. Термодинамика сплавов железа. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
8. K a u f m a n L., N e s o r H. Coupled Phase Diagrams and Thermochemical Data for Transition Metal Binary Systems // Calphad. – 1978. – V. 2. – № 1. – P. 55–108; 1978. – V. 2. – № 2. – P. 117–146; 1978. – V. 2. – № 4. – P. 295–319; 325–348.

9. К и т т е л ь Ч. Введение в физику твердого тела. – М.: Наука, 1978. – 792 с.
10. В и н т а й к и н Б. Е., В и н т а й к и н Е. З., М и к к е К., М и л ь ч а р е к Я., Я н к о в с к а я - К и с е л и н с к а Я. Атомное упорядочение в магнитно-жестких сплавах на основе Fe-Cr-Co и его влияние на концентрации компонентов в фазах — продуктах распада, образующихся в процессе формирования магнитных свойств // ФММ. – 2002. – Т. 94. – № 2. – С. 66–74.
11. К а л и т к и н Н. Н. Численные методы. – М.: Наука, 1978. – 512 с.
12. И л ь и н В. А., П о з н я к Э. Г. Линейная алгебра. – М.: Наука. Физматлит, 1999. – 296 с.
13. Б е л я ц к а я И. С., С у х а р е в а Е. А. Влияние алюминия и ниобия на магнитные свойства и структуру монокристаллов сплавов Fe-Cr-Co // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1981. – № 11. – С. 96–100.
14. Б е л я ц к а я И. С. О формировании высококоэрцитивного состояния в сплавах на основе Fe-Cr-Co // Металлы. – 1984. – № 1. – С. 97–103.

Статья поступила в редакцию 18.12.2006

Никита Андреевич Беляков родился в 1984 г., в 2005 г. получил диплом бакалавра по специальности “Техника и технология” на кафедре физики МГТУ им. Н.Э. Баумана. Продолжает обучение в магистратуре. Автор ряда работ в области моделирования физических процессов.

N.A. Belyakov (b. 1984) got a Bachelor's Diploma in 2005 at “Physics” department of the Bauman Moscow State Technical University. Continues education in the Magistrates of the Bauman Moscow State Technical University. Author of some publications in the field of simulation of physical processes.

Борис Евгеньевич Винтайкин родился в 1961 г., в 1984 г. окончил МГУ им. М.В. Ломоносова. Д-р физ.-мат. наук, профессор кафедры физики МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 70 научных работ в области физики твердого тела.

B.Ye. Vintaikin (b. 1961) graduated from the Lomonosov State University in 1984. D. Sc. (Phys.-Math.), professor of “Physics” department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of 70 publications in the field of solid body physics.

**В издательстве МГТУ им. Н.Э. Баумана
в 2007 г. вышла в свет книга**

Никитин О.Ф. Надежность, диагностика и эксплуатация гидропривода мобильных объектов. Курс лекций с решением примеров: Учебное пособие. – 312 с.

Учебное пособие написано на основе курса лекций, читаемых в МГТУ им. Н.Э. Баумана, и содержит материалы по вопросам расчета, обеспечения и поддержания показателей качества гидроприводов на всех стадиях их жизненного цикла. Представлены методы расчета надежности, основные направления и методы диагностирования, подготовки к эксплуатации гидроустройств и гидроприводов мобильных объектов. Приведены решения наиболее типичных задач, отражающих отдельные этапы жизненного цикла гидропривода. В приложении даны краткие сведения из теории вероятности и математической статистики.

Для студентов старших курсов, изучающих вопросы проектирования, производства и эксплуатации гидроприводов; может быть полезно специалистам в области создания и эксплуатации гидроприводов.

По вопросам приобретения обращаться по тел. 263-60-45;
e-mail: press@bmstu.ru