

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАМАГНИЧЕННОСТИ
И ОБМЕННОЕ МАГНИТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ
В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ Fe–Ni–Si–В© 2024 г. И. М. Саповский^{а, *}, Н. В. Ильин^а, Г. С. Крайнова^а, Т. Р. Рахматуллаев^а,
И. А. Ткаченко^б, В. В. Ткачев^а, В. С. Плотников^а, К. Е. Пинчук^а, А. М. Фролов^а^а Дальневосточный федеральный университет, Аякс пос., 10 к. А, Владивосток, 690922 Россия^б Институт химии ДВО РАН, просп. 100-летия Владивостока, 159, к. 1, Владивосток, 690022 Россия

* e-mail: sapovskii.im@dyfu.ru

Поступила в редакцию 21.09.2023 г.

После доработки 25.11.2023 г.

Принята к публикации 29.11.2023 г.

С использованием метода магнитометрии проведено исследование температурной зависимости намагниченности аморфных сплавов Fe–Ni–Si–В, полученных быстрой закалкой из расплава – спиннингованием. Определены значения температур Кюри и рассчитаны параметры обменного взаимодействия: константы спин-волновой жесткости и обменной жесткости, среднеквадратичный радиус атомной обменной связи. На основании магнитных характеристик произведена оценка расстояния между ближайшими атомами переходных металлов.

Ключевые слова: аморфные сплавы, температурная зависимость намагниченности, обменное взаимодействие

DOI: 10.31857/S0015323024030029, EDN: WUOJIN

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные сплавы на основе железа, полученные быстрой закалкой из жидкого состояния, являются перспективным классом материалов, обладающих сочетанием уникальных служебных свойств. Именно в этих материалах наиболее удачным образом сочетаются структурная однородность и свойственные этим сплавам высокие прочность, твердость, пластичность, коррозионная стойкость, значения которых существенно превышают достигаемые для конструкционных и функциональных кристаллических материалов и сплавов [1]. Особый интерес представляют их магнитомягкие характеристики, благодаря которым они находят широкое применение в устройствах электроники и наноэлектроники [2–5].

Установление принципиальных закономерностей, определяющих формирование фундаментальных магнитных характеристик магнитомягких быстрозакаленных сплавов на основе железа в исходном состоянии, а также в процессе структурной релаксации при термическом воздействии, несомненно, является важным аспектом. В силу этого актуальны вопросы комплексного экспериментального исследования этих материалов с использованием современных теоретических моделей.

Температурная зависимость намагниченности $M_s(T)$ (низко- и высокотемпературная) является одной из фундаментальных характеристик ферромагнетика и предоставляет информацию об обменном взаимодействии, реализующемся в материале. Так, высокотемпературная часть $M_s(T)$ дает значение температуры Кюри T_C , которая напрямую характеризует плотность обменной энергии; теоретические модели связывают T_C с числом ближайших соседей и значением обменного интеграла J_{ex} [6, 7]. Изменение намагниченности в области низких температур коррелирует с возбуждением тепловых спиновых волн, а термодинамический подход к их описанию позволяет рассчитать такие параметры обменного взаимодействия, как константы спин-волновой жесткости D и обменной жесткости A [8].

Для создания новых перспективных магнитных материалов необходимо понимание технологических закономерностей их получения [9, 10], влияния тех или иных параметров на физические свойства. Для аморфных магнитных материалов одним из таких параметров является состав. Изменение соотношения содержания элементов в сплаве позволяет менять, модифицировать как механические, так и магнитные свойства [11].

Основная роль в данном случае отводится аморфизаторам (Si, B), которые стабилизируют аморфное состояние сплавов на основе (Fe, Ni, Co) [12]. Небольшие добавки Ni в аморфный сплав Fe–Si–B улучшают его механические свойства, увеличивая прочность и упругость, повышают вязкость материала, изменяя технологические условия аморфизации, изменяют магнитные свойства [12].

Цель данной работы – расчет и анализ магнитных обменных параметров аморфных сплавов Fe–Si–B и Fe–Ni–Si–B различного состава.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Исследованы ферромагнитные сплавы Fe–Si–B и Fe–Ni–Si–B, в виде лент толщиной ~20 мкм, шириной ~10 мм, полученные методом быстрой закалки из расплава на вращающемся медном диске в атмосфере аргона. Результаты рентгеноструктурного анализа (рис. 1а) показали, что в диапазоне углов 2θ от 30° до 50° присутствует один широкий диффузный пик, что свидетельствует о том, что ленты в исходном состоянии характеризуются аморфной структурой. Составы сплавов $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{76.4}\text{Ni}_{1.6}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{69.8}\text{Ni}_{8.2}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ определены рентгенофлуоресцентным методом (спектрометр Shimadzu EDX-7000, стандартный качественно-количественный анализ с использованием фиксированного элемента – бора).

Метод одновалкового спиннингования предполагает наличие двух поверхностей раздела быстрозакаленных сплавов – контактной к барабану-холодильнику и свободной от его непосредственного влияния, характеризующихся разной морфологией и анизотропией распределения структурных неоднородностей [13–15]. Условия получения аморфной ленты из расплава определяют степень ее неравновесности: избыточный свободный объем и характер его распределения, плотность различного рода дефектов, уровень закалочных напряжений, а также степень структурной однородности аморфной фазы. Эти факторы влияют на характер магнитной анизотропии аморфных лент и, соответственно, на доменную структуру и гистерезисные магнитные свойства. Таким образом, такая структурная магнитная анизотропия зависит от условий спиннингования (скорости охлаждения расплава при его затвердевании на диске, скорости охлаждения ленты после ее формирования) и подвержена влиянию даже низкотемпературного отжига. Ресурс неравновесности исследованных аморфных образцов может быть уменьшен в результате отжига вплоть до перехода в равновесное кристаллическое состояние.

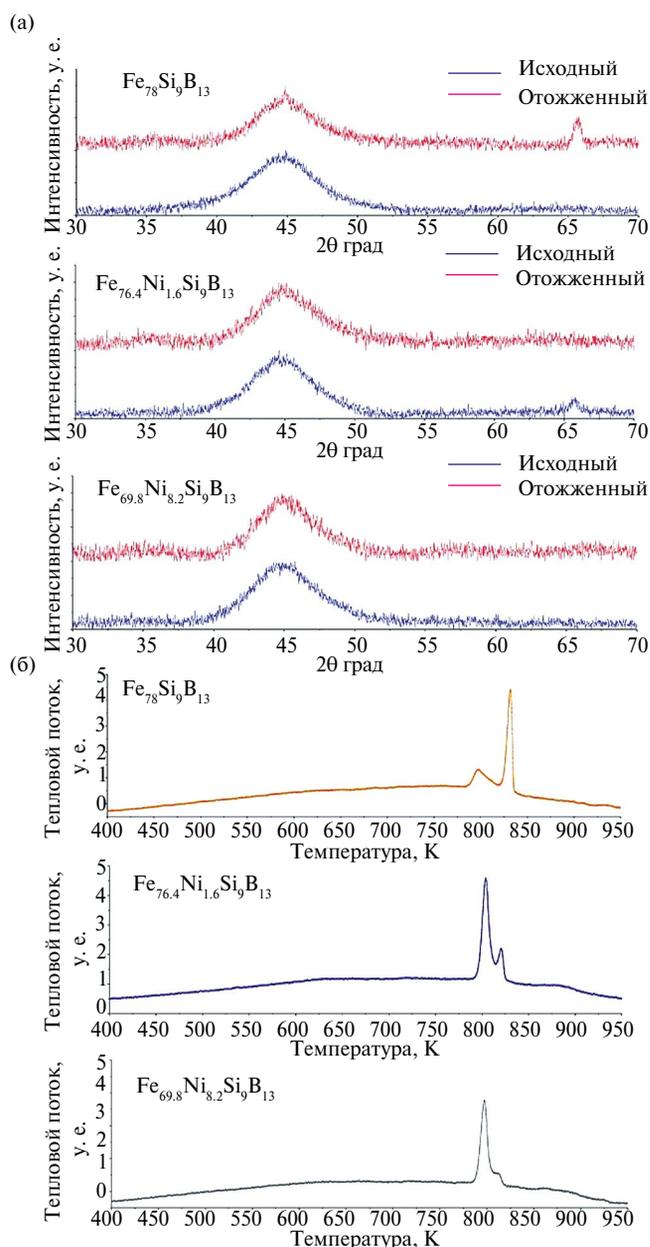


Рис. 1. Рентгенограммы исходных и отожженных при температуре 693 К сплавов $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{76.4}\text{Ni}_{1.6}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{69.8}\text{Ni}_{8.2}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (а); термограммы аморфных сплавов $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{76.4}\text{Ni}_{1.6}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{69.8}\text{Ni}_{8.2}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (б).

Исходные аморфные сплавы были подвергнуты изотермическому отжигу при температуре 693 К в течение 20 мин в атмосфере аргона с целью стабилизации аморфного состояния [11, 13]. В результате отжига не происходит существенного изменения структуры, об этом можно судить по наличию “аморфного” гало как у исходных образцов, так и у образцов, прошедших отжиг (рис. 1а). Появление небольшого более узкого пика для сплава $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после отжига можно связать с образованием кристаллической фазы в приповерхностных слоях ленты [16].

Температуры кристаллизации данных сплавов контролировали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (NETZSCH DSC404 F1 Pegasus) (рис. 1б). Последовательная кристаллизация аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B начинается при 785 К, что значительно выше температуры доводочного отжига. Система измерений физических свойств Quantum Design (PPMS-9Т) позволяет исследовать поведение намагниченности исходных образцов Fe–Ni–Si–B в интервале температур от 2 К до 300 К, в области высоких температур (300 К до 973 К) аналогичный анализ проведен с использованием вибрационного магнитометра. При определенном значении температуры (с интервалом ~10 К) проведено измерение намагниченности насыщения во внешнем магнитном поле 79.6 кА/м; нагрев и охлаждение образцов лент происходили в отсутствие внешнего магнитного поля.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Температурные зависимости удельной намагниченности, приведенной к массе вещества, σ_s аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B различного состава в диапазоне температур (2 К–973 К) представлены на рис. 2, имеют немонотонный вид и характеризуют температуры магнитных и структурных фазовых переходов.

При нагревании сплавов от температуры 2 К происходит последовательное уменьшение σ_s (рис. 2), что позволяет оценить температуру Кюри T_C исследованных сплавов в аморфном состоянии (табл. 1). Дальнейшее возрастание магнитного момента (от температуры ~790 К) (рис. 2) является следствием необратимой структурной релаксации аморфных сплавов – началом процесса кристаллизации (рис. 1б), что приводит

к изменению топологического ближнего порядка [12]. Такая перестройка структуры носит многоэтапный характер, что отражено на термомагнитной кривой (рис. 2), и сопровождается образованием нескольких магнитных фаз в виде твердого раствора Ni в α -Fe, боридов железа [17].

Таблица 1. Намагниченность насыщения при температуре 0 К и температура Кюри сплавов Fe–Ni–Si–B

Сплав	σ_s , А·м ² /кг	$\mu_0 M_s$, Тл	T_C , К	ρ , кг/м ³
Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	198 ± 3	1.77 ± 0.03	697 ± 4	7140
Fe _{76.4} Ni _{1.6} Si ₉ B ₁₃	188 ± 3	1.68 ± 0.03	716 ± 4	7156
Fe _{69.8} Ni _{8.2} Si ₉ B ₁₃	170 ± 3	1.54 ± 0.03	736 ± 4	7222

Отметим особенности поведения намагниченности аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B в зависимости от соотношения никеля и железа в них. Во-первых, чем меньше никеля в сплаве, тем выше его удельная намагниченность насыщения σ_s . Используя формулу для расчета плотности данных аморфных сплавов [18], были рассчитаны значения намагниченности насыщения M_s (табл. 1).

Во-вторых, при увеличении содержания никеля в сплаве увеличивается температура Кюри T_C аморфного состояния. В свою очередь, это указывает на то, что плотность обменной энергии в аморфных системах железо–никель растет с увеличением содержания никеля.

Поскольку за существование спонтанной намагниченности отвечают атомы переходных элементов, то для расчета среднего магнитного момента на атом в исследованных аморфных сплавах было использовано стандартное выражение $M_S(0) = \mu N_{tr.m.}$, где μ – средний магнитный

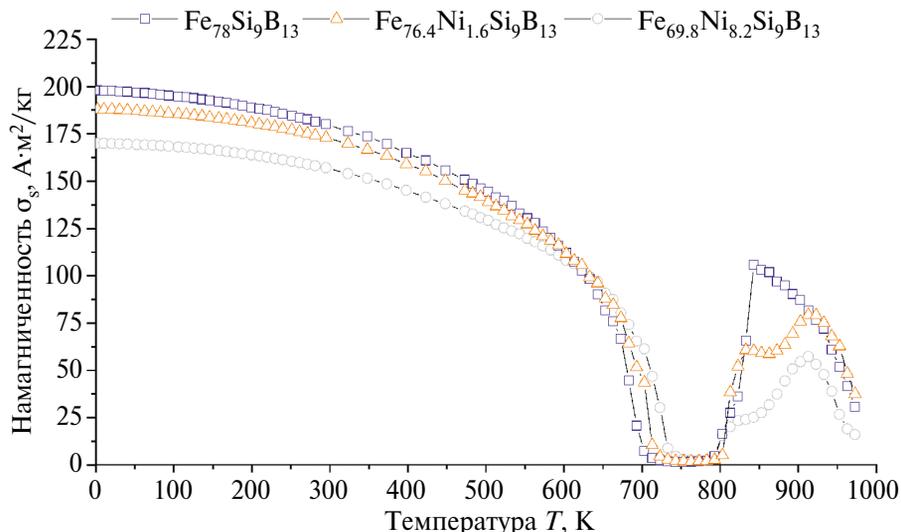


Рис. 2. Температурная зависимость удельной намагниченности сплавов Fe–Ni–Si–B.

момент, $N_{\text{тр.м.}}$ – концентрация атомов переходных металлов. Данное выражение можно преобразовать к виду:

$$\mu = \frac{\sigma_S(0)M_{\text{mol}}}{N_A n_{\text{тр.м.}}}, \quad (1)$$

где N_A – число Авогадро, $n_{\text{тр.м.}}$ – атомная доля переходных металлов, M_{mol} – молярная масса сплава, рассчитанная как среднее арифметическое молярных масс каждого элемента $M_{\text{mol}}(i)$, взвешенное в соответствующих атомных долях n_i : $M_{\text{mol}} = \sum M_{\text{mol}}(i) \cdot n_i$.

Средний магнитный момент на атом μ для аморфного сплава $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ равен $2.15 \mu_B$ (табл. 2), что близко к значению магнитного момента для ОЦК-Fe, $\mu_{\text{Fe}} = 2.22 \mu_B$ [7]. С увеличением содержания никеля средний атомный магнитный момент μ уменьшается. С одной стороны, это связано с тем, что магнитный момент атомов никеля намного ниже, чем у железа. С другой стороны, увеличение содержания никеля приводит к перераспределению плотности электронных состояний в сплаве, что для кристаллических сплавов отображается на диаграмме Слэтера–Полинга [7].

Таблица 2. Средний магнитный момент μ , приходящийся на атом переходного металла и константы Блоха B и C аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B

Сплав	μ, μ_B	$B, 10^{-5} \text{ K}^{-3/2}$	$C, 10^{-8} \text{ K}^{-5/2}$
$\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	2.15 ± 0.03	1.25 ± 0.01	1.91 ± 0.03
$\text{Fe}_{76.4}\text{Ni}_{1.6}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	2.07 ± 0.03	0.98 ± 0.02	2.07 ± 0.05
$\text{Fe}_{69.8}\text{Ni}_{8.2}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	1.89 ± 0.03	0.81 ± 0.01	2.45 ± 0.02

В области низких температур (рис. 2) намагниченность уменьшается за счет теплового возбуждение спиновых волн. В аморфном ферромагнетике данное уменьшение намагниченности в присутствии внешнего магнитного поля описывается законом Блоха $T^{3/2}$ [8, 19]:

$$M_S(T) = M_S(0) \left(1 - z \left(\frac{3}{2}, \frac{T_g}{T} \right) BT^{3/2} - z \left(\frac{5}{2}, \frac{T_g}{T} \right) CT^{5/2} \right) \quad (2)$$

где B и C – константы Блоха, $z \left(\frac{3}{2}, \frac{T_g}{T} \right)$ – специальная функция, которая имеет следующее выражение [8, 20]:

$$z \left(s, \frac{T_g}{T} \right) = \frac{1}{\zeta(s)} \sum_{p=1}^{\infty} p^{-s} \exp \left(-p \frac{T_g}{T} \right), \quad (3)$$

$\zeta(s)$ – дзета-функция Римана, $k_B T_g = g \mu_B \mu_0 H$ – ширина запрещенной зоны в спин-волновом спектре ($g \approx 2.1$ – множитель Ланде [21], k_B – константа Больцмана, μ_B – магнетон Бора). В данном исследовании $T_g = 0.14 \text{ K}$.

Полученные параметры представлены в табл. 2. Увеличение содержания никеля в сплавах приводит к изменению констант Блоха: константа B увеличивается, константа C – уменьшается.

Зависимость намагниченности от внешнего магнитного поля для исходных и отожженных сплавов Fe–Ni–Si–B различного состава представлены на рис. 3.

Таблица 3. Коэрцитивная сила H_c аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B

Сплав	Коэрцитивная сила $H_c, \text{ A/m}$	
	Исходная	После отжига
$\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	26 ± 2	12 ± 2
$\text{Fe}_{76.4}\text{Ni}_{1.6}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	20 ± 2	6 ± 2
$\text{Fe}_{69.8}\text{Ni}_{8.2}\text{Si}_9\text{B}_{13}$	33 ± 2	4 ± 2

Данные зависимости получены в магнитном поле, приложенном в плоскости ленты. Отжиг (см. рис. 3) не оказал выраженного влияния на форму петли гистерезиса для сплавов Fe–Ni–Si–B. При этом наблюдается значительное изменение коэрцитивной силы H_c (табл. 3) по сравнению с исходным состоянием. Такое поведение H_c связано с релаксацией остаточных закалочных напряжений, выходом свободного объема при отжиге [13, 14, 16].

ОБСУЖДЕНИЕ

Значение константы Блоха B связано с константами спин-волновой D и обменной жесткости A через следующие выражения [8, 22]:

$$D = \frac{k_B}{4\pi} \left(\frac{g \mu_B}{B M_S(0)} \zeta(3/2) \right)^{2/3}; \quad (4)$$

$$A = \frac{D M_S(0)}{2 g \mu_B}. \quad (5)$$

Также с помощью константы C были рассчитаны среднеквадратичные значения длины атомной обменной связи r_{ex} [8, 23]:

$$r_{\text{ex}}^2 = \frac{\int J_{\text{ex}}(r) G(r) r^2 dr^3}{\int J_{\text{ex}}(r) G(r) dr^3} = \frac{16 \zeta(3/2) CD}{3 k_B \zeta(3/2) B}, \quad (6)$$

$G(r)$ – функция радиального распределения.

Обменные магнитные константы A и D , а также длины атомной обменной связи r_{ex} для аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B представлены в табл. 4.

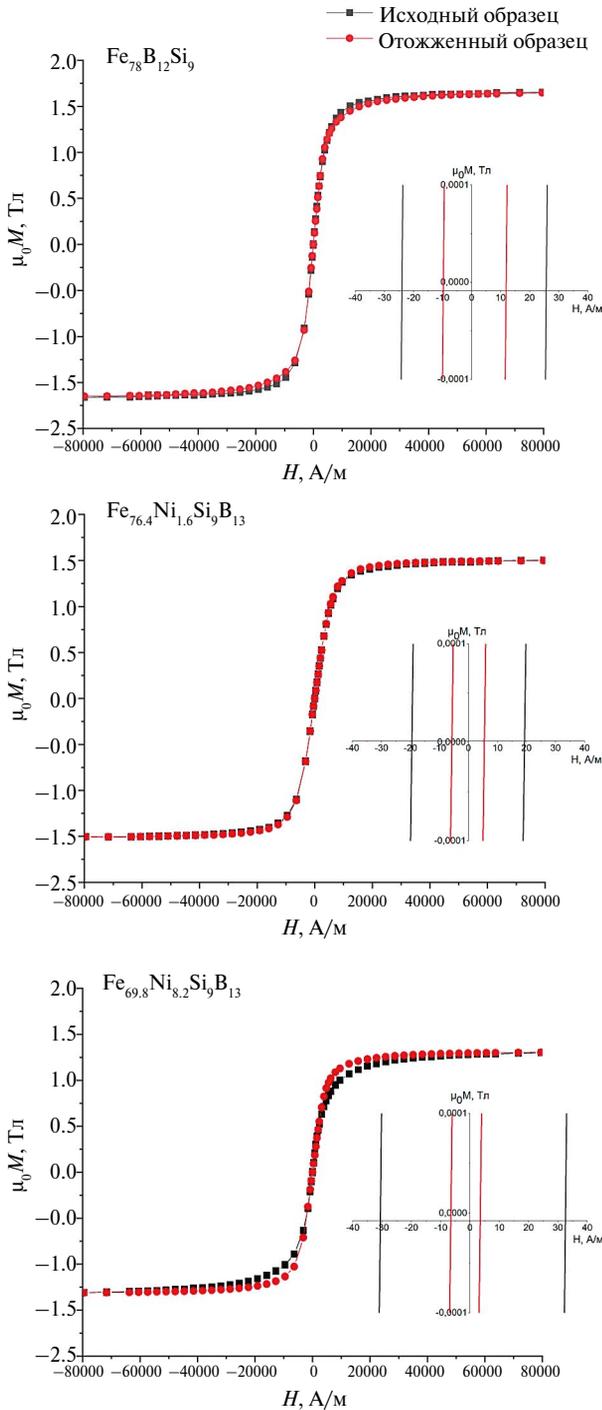


Рис. 3. Зависимость намагниченности сплавов Fe–Ni–Si–B от внешнего магнитного поля для исходных сплавов и для отожженных при температуре 693 К.

На рис. 4 представлена зависимость обменной константы A и длины обменной связи r_{ex} от концентрации никеля: видно, что увеличение содержания Ni приводит к возрастанию обменных параметров. Обменная константа A является коэффициентом пропорциональности для расчета плотности обменной энергии $\varepsilon_{ex} = A(\nabla \mathbf{m})^2$ и, в классическом представлении, напрямую связана со значением обменного интеграла $A \sim J_{ex}$ [24]. В свою очередь J_{ex} влияет на значение температуры Кюри [6, 25]. Таким образом, увеличение обменной константы A должно сопровождаться увеличением температуры Кюри T_C , что и было продемонстрировано ранее (рис. 2).

Известно [6, 8], что для ферромагнетиков константа спин-волновой жесткости D связана с расстоянием a между ближайшими соседями следующим выражением:

$$D = \frac{1}{3} S a^2 J_{ex}. \quad (7)$$

Также существует прямая связь между температурой Кюри T_C и средним значением интеграла обменного взаимодействия J_{ex} , которая для различных статистических моделей принимает разные формы. Тем не менее для описания магнитного упорядочения в аморфных сплавах можно воспользоваться выражением [26]:

$$\frac{k_B T_C}{J_{ex}} = \frac{2}{\ln(z/(z-2))}. \quad (8)$$

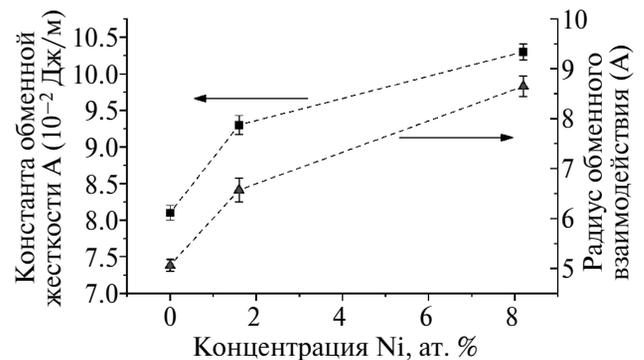


Рис. 4. Зависимость обменной константы A и длины атомной обменной связи r_{ex} от концентрации никеля в аморфных сплавах Fe–Ni–Si–B.

Таблица 4. Обменные параметры аморфных сплавов Fe–Ni–Si–B

Сплав	D , мэВ·Å ²	A , 10 ⁻¹² Дж/м	r_{ex} , Å	a , Å
Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	139 ± 3	8.1 ± 0.1	5.06 ± 0.12	2.49 ± 0.03
Fe _{76.4} Ni _{1.6} Si ₉ B ₁₃	170 ± 3	9.3 ± 0.1	6.57 ± 0.24	2.70 ± 0.03
Fe _{69.8} Ni _{8.2} Si ₉ B ₁₃	204 ± 3	10.3 ± 0.1	8.65 ± 0.21	2.93 ± 0.03

Здесь z играет роль среднего числа ближайших соседей. Выражение (8) похоже на аналогичное уравнение в теории среднего поля для кристаллических магнетиков в первом приближении Бете [25].

Используя формулы (7) и (8), можно получить выражение для определения среднеквадратичного расстояния между ближайшими атомами переходных элементов в аморфном ферромагнитном сплаве:

$$a^2 = \frac{6D}{k_B T_C z \ln(z / (z - 2))}. \quad (9)$$

Аморфные сплавы Fe–Ni–Si–B можно рассматривать как объекты со случайной плотной упаковкой, для которой среднее координационное число $z^* = 12.3$ [27]. Таким образом, предполагая химическую однородность на масштабах образца, среднее число атомов переходных металлов относительно данного можно оценить как $z = z^* \cdot n_{\text{tr.m.}}$.

Среднеквадратичные значения a для сплавов Fe–Ni–Si–B, полученные на основании магнитных характеристик, представлены в табл. 4. При этом видно, что для сплава Fe₇₈Si₉B₁₃ параметр a близок к значению расстояния между ближайшими соседями для ОЦК-Fe, $a(\text{Fe}) = 2.4824 \text{ \AA}$. Более того, в работах [28–30] показано, что для аморфных сплавов характерное расстояние между ближайшими атомами железа может составлять от 2.42 до 2.55 Å. Таким образом, используемые в работе модели достаточно хорошо описывают аморфные сплавы на основе одного переходного металла – железа.

При увеличении содержания никеля наблюдается значительный рост расстояния между атомами переходных металлов (табл. 4). Данный результат согласуется с эмпирическим законом Вегарда для твердых растворов, однако увеличение параметра a для исследованных сплавов более значимо, чем для кристаллических твердых растворов.

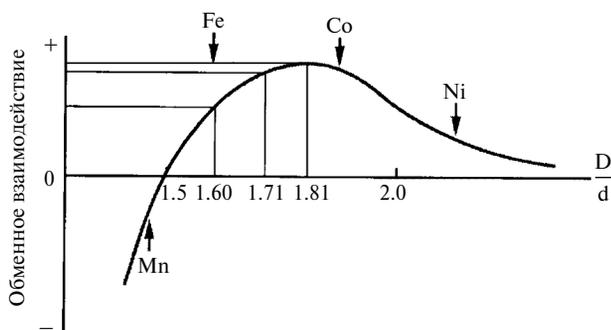


Рис. 5. Кривая Бете–Слейтера для энергии магнитного обменного взаимодействия в зависимости от расстояния между атомами (нормированная на пространственную протяженность магнитных $3d$ -орбиталей) [4].

Рассчитанные по формуле (9) эффективные значения межатомного расстояния позволяют указать одну из причин изменения обменных параметров в аморфных сплавах Fe–Ni–Si–B. Увеличение содержания никеля приводит к увеличению межатомного расстояния, что, в свою очередь, должно приводить к смещению значения обменной энергии J_{ex} на кривой Бете–Слейтера (рис. 5) от точки, соответствующей железу, к никелю. Таким образом, при увеличении содержания Ni в сплавах обменная энергия будет возрастать, стремясь к максимальному значению.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате исследования температурной зависимости намагниченности аморфных сплавов Fe–Si–B и Fe–Ni–Si–B были получены значения температур Кюри и рассчитаны значения параметров обменного взаимодействия: константы спин-волновой и обменной жесткости, а также среднеквадратичный радиус атомной обменной связи. Было обнаружено, что с увеличением содержания никеля в аморфных сплавах на основе железа происходит увеличение плотности обменной энергии.

Произведен расчет расстояния между ближайшими атомами переходных металлов на основании магнитных характеристик, который также показал рост межатомного расстояния с увеличением содержания никеля. Последнее обстоятельство указано в качестве одной из причин изменения плотности обменной энергии в аморфных сплавах Fe–Ni–Si–B.

На примере сплавов Fe–Ni–Si–B проведено исследование, которое показывает, что параметры обменного взаимодействия могут быть изменены путем изменения состава аморфного сплава, включая соотношение элементов переходных металлов. Это открывает возможность целенаправленного проектирования аморфного металлического сплава с заданными магнитными свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда ДВФУ, проект № 22–02–03–005.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Jiang H., Shang T., Xian H., Sun B., Zhang Q., Yu Q., Bai H., Gu Lin., Wang W. Structures and Functional Properties of Amorphous Alloys // Small Struct. 2021. V. 2. № 2. P. 2000057.
2. Silveyra J.M., Ferrara E., Huber D.L., Monson T.C. Soft magnetic materials for a sustainable and electrified world // Science. 2018. V. 362. № 6413. eaa0195.

3. *Fiorillo F., Bertotti G., Appino C., Pasquale M.* Soft Magnetic Materials. Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2016. P. 1–42.
4. *McHenry M.E., Willard M.A., Laughlin D.E.* Amorphous and nanocrystalline materials for applications as soft magnets // *Prog. Mater. Sci.* 1999. V. 44. P. 291–433.
5. *Krings A., Boglietti A., Cavagnino A., Sprague S.* Soft Magnetic Material Status and Trends in Electric Machines // *IEEE Trans. Ind. Electron.* 2017. V. 64. № 3. P. 2405–2414.
6. *Kittel C.* Introduction to Solid State Physics. 8th edit. New York: Wiley, 2004. 704 p.
7. *Coey J.M.D.* Magnetism and Magnetic Materials. New York: Cambridge University Press, 2010.
8. *Keffer F.* Spin Waves / ed. Wijn H.P.J. Berlin, Heidelberg: Springer, 1966. V. 4. 18. P. 1–273.
9. *Li H., Liu T., Pingbo C., He A., Li Q., Luan J.* Design of Fe-based nanocrystalline alloys with superior magnetization and manufacturability // *Mater. Today.* 2023. V. 42. P. 49–56.
10. *Yang Z.Z., Zhu L., Ye L.X., Gao X., Jiang S.S., Yang H., Wang Y.G.* Nanoscale structural heterogeneity perspective on the improved magnetic properties during relaxation in a Fe-based metallic glass // *J. Non. Cryst. Solids.* 2021. V. 571. P. 121078.
11. *Abrosimova G., Aronin A.* Amorphous and Nanocrystalline Metallic Alloys // *Progress in Metallic Alloys. In-Tech.* 2016. P. 45–83.
12. *Хандрих К., Кобе С.* Аморфные ферро- и ферритмагнетики. Пер. с нем. М.: Мир, 1982. 296 с.
13. *Кекало И.Б.* Процессы структурной релаксации и физические свойства аморфных сплавов. Т. 1. М.: НИТУ МИСиС, 2014. 436 с.
14. *Глезер А.М., Шурыгина Н.А.* Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 450 с.
15. *Скулкина Н.А., Некрасов Е.С., Денисов Н.Д., Кузнецов П.А., Мазеева А.К.* Неоднородность магнитных характеристик аморфного сплава на основе кобальта в закаленном состоянии // *ФММ.* 2021. Том 122. № 11. С. 1135–1141.
16. *Федорова Н.В., Леньков С.В., Коньгин Г.Н., Немцова О.М.* Влияние кристаллизующего отжига на динамические магнитоупругие свойства аморфного сплава Fe 81 Si 7 B12 // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 6. С. 601–607.
17. *Котвицкий А.Н., Крайнова Г.С., Фролов А.М., Иванов В.А., Кучма А.С.* Влияние отжига на магнитные характеристики спиннингованных лент на основе железа // *Изв. РАН. Сер. физическая.* 2015. Т. 79. № 6. С. 795–799.
18. *Parsons R., Ono K., Li Z., Kishimoto H., Shoji T., Kato A., Hill M.R., Suzuki K.* Prediction of density in amorphous and nanocrystalline soft magnetic alloys: A data mining approach // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 859. 157845.
19. *Hasegawa R., Ray R.* Low-temperature magnetization study of crystalline and glassy Fe-B alloys // *Phys. Rev. B.* 1979. V. 20. № 1. P. 211–214.
20. *Argyle B.E., Charap S.H., Pugh E.W.* Deviations from T_{3/2} Law for Magnetization of Ferrometals: Ni, Fe, and Fe+3% Si // *Phys. Rev.* 1963. V. 132. № 5. P. 2051–2062.
21. *Webb D.J., Bhagat S.M.* Magnetic resonance in amorphous Fe_xNi_{80-x}P₁₄B₆ // *J. Magn. Magn. Mater.* 1984. V. 42. № 2. P. 109–120.
22. *Ilin N.V., Komogortsev S.V., Kraynova G.S., Davydenko A.V., Tkachenko I.A., Kozlov A.G., Tkachev V.V., Plotnikov V.S.* Magnetic correlations peculiarities in amorphous Fe–Cu–Nb–Si–B alloy ribbons // *J. Magn. Magn. Mater.* 2022. V. 541. P. 168525.
23. *Kaul S.N., Babu P.D.* Detailed magnetization study of quenched random ferromagnets. I. Low-lying magnetic excitations // *Phys. Rev. B.* 1994. V. 50. № 13. P. 9308–9322.
24. *Тикадзуми С.* Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. Пер. с японского. М.: Мир, 1987. 1987 с.
25. *Тикадзуми С.* Физика ферромагнетизма. Магнитные свойства вещества. Пер. с японского. М.: Мир, 1983. 304 с.
26. *Kaneyoshi T., Fittipaldi I.P.* A Theory of an Amorphous Ferromagnet // *Phys. status solidi.* 1981. V. 105. № 2. P. 629–632.
27. *Займан Д.* Модели беспорядка. Теоретическая физика однородно неупорядоченных систем. Пер. с англ. М.: Мир, 1982. 592 с.
28. *Li X., Zuo L., Zhang X., Zhang T.* Atomic Structure and Magnetic Properties of the Fe 78 B13 Si 9 Amorphous Alloy Surface // *J. Phys. Chem. C.* 2018. V. 122. № 50. P. 28613–28618.
29. *Jiang Y., Jia S., Chen S., Li X., Wang L., Han X.* Theoretical Prediction and Experimental Validation of the Glass-Forming Ability and Magnetic Properties of Fe–Si–B Metallic Glasses from Atomic Structures // *Materials (Basel).* 2022. V. 15. № 9. P. 3149.
30. *Kaban I., Jovari P., Waske A., Stoica M., Bednarcik J., Beuneu B., Mattern N., Eckert J.* Atomic structure and magnetic properties of Fe–Nb–B metallic glasses // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 586. P. S189–S193.

Temperature Dependence of Magnetization and Exchange Interaction in Amorphous Fe–Ni–Si–B Alloys

I. M. Sapovsky^{1,*}, N. V. Ilyin¹, G. S. Krainova¹, T. R. Rakhmatullaev¹, I. A. Tkachenko²,
V. V. Tkachev¹, V. S. Plotnikov¹, K. E. Pinchuk¹, A. M. Frolov¹

¹Far Eastern Federal University, Vladivostok, Ajax village, Russky Island, 690922 Russia

²Institute of Chemistry FEB RAS, Vladivostok, 690922 Russia

* e-mail: sapovskii.im@dyfu.ru

Abstract – The temperature dependence of the magnetization of rapidly quenched amorphous Fe–Ni–Si–B alloys was studied by the magnetometry method. The Curie temperatures were determined, and the exchange interaction parameters was calculated: the constants of spin-wave stiffness and exchange stiffness, the root mean-square range of the exchange interaction. The nearest neighboring distance between transition metal atoms was estimated based on the magnetic characteristics.

Keywords: amorphous alloys, temperature dependence of magnetization, exchange interaction