

01,05

# Структура и магнитные свойства аморфных и нанокристаллических сплавов Co-Fe-B-(Nb, Ti)

© В.В. Чиркова, Н.А. Волков, И.А. Шолин, Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин

Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,  
Черноголовка, Россия

E-mail: valyffkin@issp.ac.ru

Поступила в Редакцию 9 марта 2022 г.

В окончательной редакции 9 марта 2022 г.

Принята к публикации 10 марта 2022 г.

Методами рентгенографии и вибрационной магнитометрии исследованы структура и магнитные свойства аморфных и нанокристаллических сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{X}_8$  ( $X = \text{Nb}, \text{Ti}$ ). Показано, что намагниченность насыщения аморфного сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  больше намагниченности сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ . Измерена температурная зависимость намагниченности насыщения аморфных сплавов и показано, что намагниченность насыщения сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  с температурой уменьшается медленнее, чем намагниченность сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ . Кристаллизация аморфных сплавов приводит к уменьшению намагниченности насыщения обоих сплавов. При кристаллизации происходит образование ОЦК нанокристаллов в сплаве  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и формирование многофазной структуры в сплаве  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ .

**Ключевые слова:** аморфная фаза, кристаллизация, нанокристаллы, магнитные свойства.

DOI: 10.21883/FTT.2022.07.52558.307

## 1. Введение

Создание перспективных материалов с уникальными физическими свойствами является неотъемлемой частью научно-технического прогресса. В связи с постоянным развитием радио- и микроэлектроники особенно важна разработка таких материалов, которые отличаются хорошими магнитными свойствами. К ним относятся аморфные сплавы на основе железа и кобальта [1–4]. Эти материалы обладают высокой намагниченностью насыщения, высокой магнитной проницаемостью, низкой коэрцитивной силой, малыми потерями на перемагничивание и другими хорошими магнитно-мягкими свойствами [5–11].

Магнитные свойства аморфных сплавов можно улучшить, сформировав аморфно-нанокристаллическую структуру, состоящую из нанокристаллов, распределенных в аморфной матрице. Существуют различные способы получения нанокристаллической структуры [12–16]. Одним из наиболее часто используемых методов является контролируемая кристаллизация аморфной фазы, которая осуществляется с помощью термической обработки. Поскольку не все аморфные сплавы кристаллизуются с образованием нанокристаллов при термообработке, в сплав добавляют легирующие компоненты, которые способствуют увеличению скорости зарождения кристаллов и уменьшению скорости их роста [17–20]. Первым нанокристаллическим сплавом, полученным таким образом, был сплав Fe-Si-B, легированный Cu и Nb, получивший название Finemet ( $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ) [21]. При формировании наноструктуры в аморфном сплаве  $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$  наблюдается увеличение магнитной проницаемости и снижение потерь на перемагничивание [22].

Введение легирующих компонентов может по-разному влиять на магнитные свойства [23–25]. Например, добавление Fe в аморфные сплавы на основе кобальта способствует увеличению намагниченности насыщения и уменьшению коэрцитивной силы [26], при добавлении Pt в аморфные сплавы системы Co-Si-B наблюдается уменьшение намагниченности насыщения [27].

Аморфные сплавы на основе кобальта характеризуются более низкой намагниченностью насыщения по сравнению со сплавами на основе железа, но более высокой температурой Кюри [28], что определяет перспективы использования этих магнитных материалов при повышенных температурах. Для создания материалов с комплексом хороших функциональных свойств необходимо знать условия формирования структур, обеспечивающих высокие свойства, их зависимость от химического состава и условий обработки. В настоящее время имеется много работ, посвященных исследованию влияния легирующих компонентов на структуру и свойства аморфных и частично-кристаллических сплавов разного состава [29–32], однако практически отсутствуют работы, в которых исследовались бы сплавы с одинаковой концентрацией базовых и легирующих компонентов, различающиеся лишь типом легирующего компонента. В настоящей работе исследовались сплавы  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{X}_8$  ( $X = \text{Nb}, \text{Ti}$ ) с одинаковой концентрацией основных и легирующих компонентов.

## 2. Материалы и методы

Аморфные сплавы  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{X}_8$  ( $X = \text{Nb}, \text{Ti}$ ) были получены в виде лент скоростной закалкой расплава на быстродвижущуюся подложку. Скорость охлаждения

составляла  $10^6$  K/s. Ширина полученных лент составляла около 1 см, а их толщина  $40\ \mu\text{m}$ . Состав сплавов контролировался методом локального микрорентгено-спектрального анализа с использованием сканирующего электронного микроскопа Zeiss Supra 50VP. Определение температуры кристаллизации и температур фазовых превращений проводилось с помощью дифференциального сканирующего калориметра Perkin-Elmer 7, скорость нагрева составляла  $20\ \text{K/min}$ . Исходные аморфные образцы подвергались также изотермическим отжигам при температурах  $673$ – $823\ \text{K}$  в печи сопротивления. Для предотвращения окисления в процессе отжига образцы помещались в углеродный контейнер.

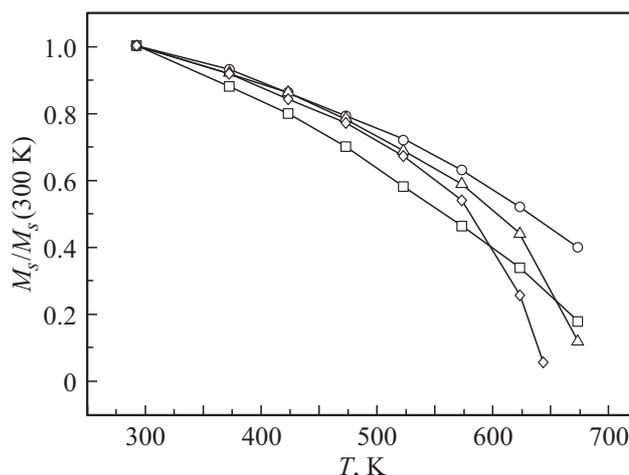
Изучение структуры исходных и отожженных образцов осуществлялось методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре Siemens D-500 с использованием  $\text{Co } K_\alpha$ -излучения. При исследовании образцы помещались на специальную подложку, не дающую собственных отражений [33]. При обработке спектров использовались программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона, разделение перекрывающихся максимумов. Анализ рентгенограмм и идентификация фаз, образующихся после термообработки, проводились с использованием базы данных JCPDS.

Магнитные свойства образцов исследовались с помощью вибрационного магнитометра P.A.R. (Princeton Applied Research) Model 155 Vibrating Sample Magnetometer. Намагниченность насыщения и коэрцитивная сила исследуемых образцов при комнатной температуре определялись по кривым гистерезиса. Исследование температурной зависимости намагниченности насыщения аморфных сплавов проводилось при температурах  $293$ – $673\ \text{K}$  с помощью высокотемпературной приставки к вибрационному магнитометру. Для этого исследуемые образцы помещались в специальный держатель, который устанавливался внутрь высокотемпературной приставки. После достижения необходимых температур и выдержки образцов при этих температурах в течение  $\sim 5\ \text{min}$  проводилось измерение кривых гистерезиса. Кривые гистерезиса измерялись при температурах  $293$ ,  $373\ \text{K}$  и далее с шагом  $50\ \text{K}$  до температуры  $673\ \text{K}$ .

### 3. Результаты и обсуждение

Исследуемые сплавы после получения были аморфными. На рентгенограммах отсутствовали дифракционные отражения от кристаллических фаз, и наблюдалось только аморфное гало. Согласно проведенным ранее исследованиям [34], температура начала кристаллизации сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  (1) и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  (2) составляет  $763$  и  $733\ \text{K}$ , соответственно. Исследование температурной зависимости намагниченности насыщения исходных аморфных сплавов проводилось в температурном интервале, не превышающем температуры начала кристаллизации.

На рис. 1 представлены температурные зависимости намагниченности насыщения аморфных сплавов



**Рис. 1.** Температурная зависимость намагниченности насыщения сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  (квадратики),  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  (кружки),  $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$  (треугольники),  $\text{Fe}_{70}\text{Si}_{13}\text{B}_{13}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  (ромбики) в приведенных единицах.

$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  (квадратики) и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  (кружки) в приведенных единицах. Для сравнения с исследуемыми сплавами, на рис. 1 показаны также температурные зависимости намагниченности насыщения двух аморфных сплавов на основе железа. Температурная зависимость намагниченности сплава  $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$  строилась по данным работы [35], а температурная зависимость намагниченности насыщения аморфного сплава  $\text{Fe}_{70}\text{Si}_{13}\text{B}_{13}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  — по данным работы [36]. На рис. 1 эти зависимости представлены треугольниками и ромбиками, соответственно.

Видно, что приведенная намагниченность насыщения сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  при повышении температуры уменьшается медленнее, чем намагниченность сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ . У сплавов на основе железа наблюдается примерно такое же поведение намагниченности насыщения, как и у сплава, легированного титаном. Однако выше  $475\ \text{K}$  намагниченность сплавов на основе железа начинает убывать быстрее, чем у сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ . По сравнению со сплавами на основе железа в сплаве  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  при температурах  $300$ – $575\ \text{K}$  наблюдается более быстрое уменьшение намагниченности. Но уже при более высоких температурах ( $\sim 625\ \text{K}$ ), намагниченность насыщения данного сплава начинает падать медленнее.

При комнатной температуре намагниченности насыщения исследуемых аморфных сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ , определенные по кривым гистерезиса, равны  $80$  и  $94\ \text{emu/g}$ , соответственно. При этом, как упоминалось выше, сплавы на основе железа обладают более высокой намагниченностью насыщения, чем сплавы на основе кобальта. Так, например, аморфные сплавы типа Finemet при комнатной температуре имеют намагниченность насыщения примерно  $130$ – $150\ \text{emu/g}$  [37,38], что заметно выше намагниченности исследуемых спла-

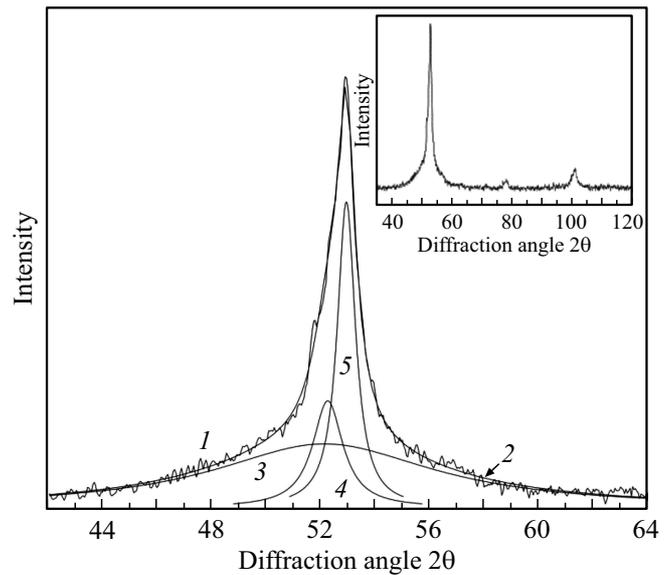
вов на основе кобальта. Хотя аморфные сплавы на основе железа имеют большую намагниченность насыщения при комнатной температуре, их намагниченность по сравнению со сплавами на основе кобальта сильнее меняется с температурой, что видно на рис. 1.

Практически все аморфные сплавы на основе железа показывают высокую намагниченность насыщения при комнатной температуре [39–42]. Однако в зависимости от состава намагниченность этих сплавов может падать с температурой так сильно, что в итоге оказывается ниже намагниченности насыщения сплавов на основе кобальта. Например, в работе [43] аморфный сплав  $Fe_{78}Si_9B_{13}$  при температуре  $\sim 675$  К имеет намагниченность  $27 \text{ emu/g}$ . В то же время намагниченность насыщения аморфного сплава  $Co_{80}Si_6B_{14}$ , исследованная в работе [44], при такой же температуре равна  $79 \text{ emu/g}$ , т. е. при повышенных температурах аморфные сплавы на основе кобальта могут обладать большими значениями намагниченности насыщения, чем сплавы на основе железа.

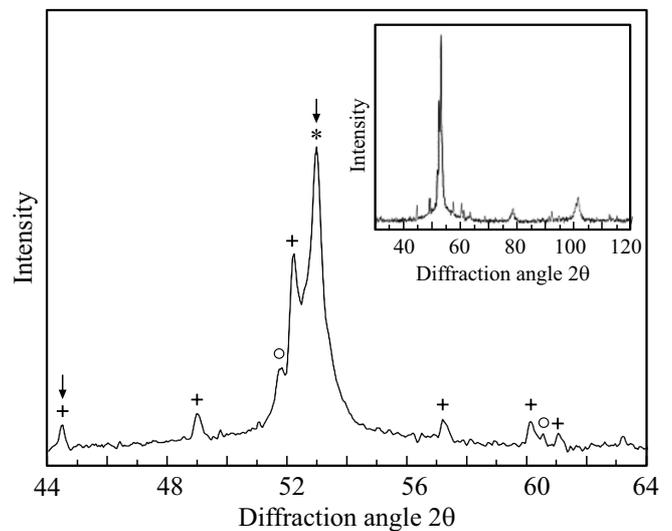
Таким образом, намагниченность насыщения исследованных сплавов зависит от их химического состава. Замена легирующего компонента ниобия на титан в сплавах на основе кобальта приводит к увеличению намагниченности насыщения. При этом намагниченность насыщения сплава, легированного титаном, в меньшей степени зависит от температуры. Такое поведение намагниченности насыщения сплавов на основе кобальта может использоваться в тех случаях, где необходимы исследования при повышенных температурах.

Естественно сравнить магнитные свойства сплавов в аморфном и в частично-кристаллическом состоянии, когда структура состоит из нанокристаллов, хаотически распределенных в аморфной фазе. Для этого сплавы отжигались при разных температурах, при которых происходило образование композитной аморфно-кристаллической структуры. На рис. 2 и 3 представлены рентгенограммы отожженных сплавов  $Co_{56}Fe_{16}B_{20}Nb_8$  и  $Co_{56}Fe_{16}B_{20}Ti_8$ . На обоих рисунках показаны области основного диффузного максимума, а на врезках — полные рентгенограммы. Видно, что структура, образующаяся на начальной стадии кристаллизации, существенно зависит от типа легирующего компонента.

Общий вид рентгенограммы сплава  $Co_{56}Fe_{16}B_{20}Nb_8$  (рис. 2, вставка) указывает на существование двух фаз: аморфной (пьедестал под основным максимумом) и фазы с ОЦК-структурой (угловые положения наблюдаемых пиков соответствуют отражениям (110), (200) и (211) кубической фазы). Однако проведенный анализ формы максимумов показал, что структура является более сложной и кроме аморфной фазы в образце присутствуют выделения двух кристаллических кубических фаз: с гранецентрированной и объемно-центрированной решетками. На рисунке показано диффузное гало от аморфной фазы (кривая 3) и дифракционные отражения от ОЦК-фазы (кривая 5) и ГЦК-фазы (кривая 4). Суммарная кривая (2) совпадает с экспериментальной



**Рис. 2.** Рентгенограмма сплава  $Co_{56}Fe_{16}B_{20}Nb_8$  после изотермического отжига при температуре 823 К в течение 1 h (1 — экспериментальная кривая, 2 — суммарная кривая, 3 — рассеяние от аморфной фазы, 4 — отражение от кристаллической фазы ГЦК Co, 5 — отражение от кристаллической фазы ОЦК).



**Рис. 3.** Рентгенограмма сплава  $Co_{56}Fe_{16}B_{20}Ti_8$  после изотермического отжига при температуре 823 К в течение 1 h (звездочка — ОЦК-фаза, крестики —  $Co_{23}B_6$ , кружки — ГЦК-Co, стрелки —  $Co_3B$ ).

кривой (1). ГЦК-фаза представляет собой выделения высокотемпературной модификации Co, а ОЦК-фаза является твердым раствором компонентов сплава. Такая фаза наблюдалась в этих сплавах и ранее [45]. Видно, что отражение (110) ОЦК-фазы заметно интенсивнее отражения (111) ГЦК-Co. Анализ интенсивностей всех отражений показал, что преобладающей кристаллической фазой является фаза с ОЦК-решеткой.

Магнитные свойства сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ 

Термическая обработка	Состав сплава	Намагниченность насыщения, $\text{emu/g}$	Коэрцитивная сила, $\text{Oe}$
Исходные аморфные сплавы	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$	80	$< 0.5$
	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$	94	$< 0.5$
Доля кристаллической фазы менее 5%	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$	77	$\leq 1$
	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$	85	4
Частично-кристаллические образцы	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$	73	44
	$\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$	85	63

При кристаллизации аморфного сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  формируются четыре кристаллические фазы (рис. 3). Кроме аморфной фазы образцы содержат кристаллы фазы типа  $\text{Co}_{23}\text{B}_6$ , высокотемпературную модификацию кобальта (ГЦК), фазу  $\text{Co}_3\text{B}$  и небольшое количество ОЦК-фазы. Следует отметить, что наиболее интенсивная линия (110) ОЦК-фазы совпадает с наиболее интенсивной линией (031) фазы  $\text{Co}_3\text{B}$ . Как видно, имеются и другие перекрывающиеся линии. Заключение о присутствии всех перечисленных фаз сделано на основании анализа рентгенограмм с учетом интенсивностей и полуширин дифракционных линий.

Следует также отметить, что после часового отжига при 823 К доля кристаллической составляющей в исследованных сплавах разная. В сплаве, легированном титаном, доля кристаллической составляющей в 1.2 раза больше, чем в сплаве, легированном ниобием, что обусловлено более низкой температурой кристаллизации сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ .

Таким образом, после первой стадии кристаллизации структура сплавов заметно различается. Измерения магнитных свойств частично-кристаллических сплавов (после отжига при 823 К) показали, что значения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы также оказываются разными. На рис. 4, 5 представлены кривые гистерезиса сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  после изотермического отжига. Определенные значения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы частично-кристаллического сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  составляют 73  $\text{emu/g}$  и 44  $\text{Oe}$ , соответственно. Для частично-кристаллического сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  аналогичные значения равны 85  $\text{emu/g}$  и 63  $\text{Oe}$ . Намагниченность насыщения сплава, легированного ниобием, оказывается ниже, чем для сплава, легированного титаном.

Ранее было установлено, что начальная стадия кристаллизации аморфного сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  является более сложной, образование указанных выше фаз происходит не одновременно. На самом начальном этапе кристаллизации происходит формирование небольшого количества ОЦК-фазы, а затем образуются все остальные фазы. На DSC кривых этому процессу соответствует один максимум, однако если остановить процесс кристаллизации на ранней стадии, можно получить образцы, содержащие только аморфную фазу и нанокристаллы

с ОЦК-структурой [34]. С использованием такой обработки были получены образцы сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ , содержащие около 5% кристаллической фазы.

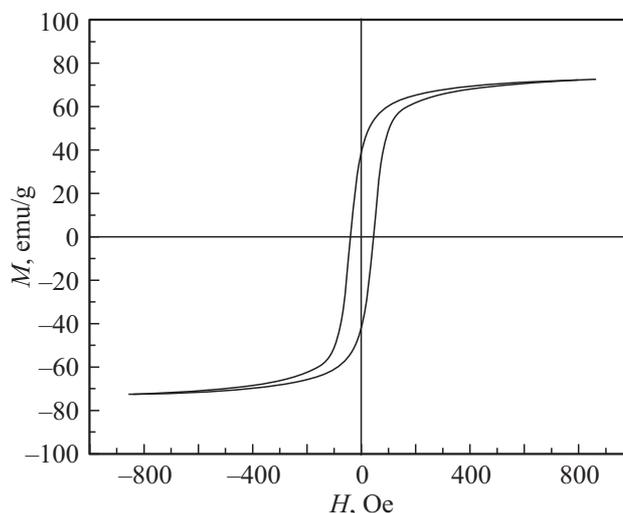


Рис. 4. Кривая гистерезиса сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  после изотермического отжига при температуре 823 К в течение 1 h.

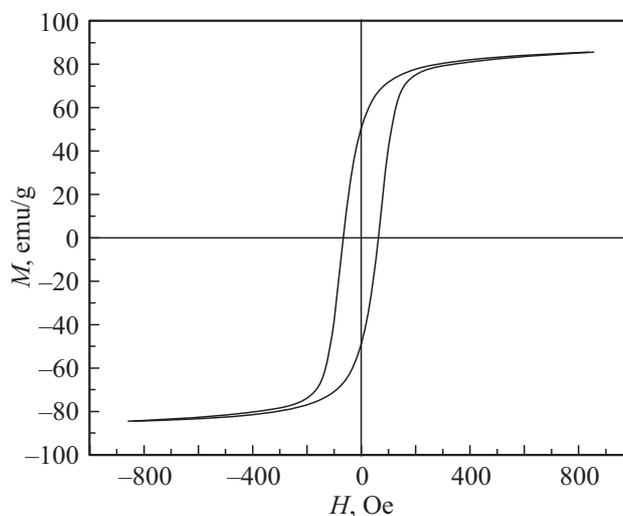


Рис. 5. Кривая гистерезиса сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  после изотермического отжига при температуре 823 К в течение 1 h.

Намагниченность насыщения сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{Nb}_8\text{B}_{20}$  после такой термообработки составляет 77 emu/g и уменьшается до 73 emu/g после окончания первой стадии кристаллизации. Намагниченность насыщения закристаллизованного сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  составляет 85 emu/g и с увеличением доли кристаллической фазы не меняется. После окончания первой стадии кристаллизации коэрцитивные силы сплавов увеличиваются. Следует отметить, что метод вибрационной магнитометрии не позволяет точно измерить коэрцитивную силу аморфных сплавов, она оказывается выше, чем реальные значения. Для более точного определения коэрцитивной силы сплавов, содержащих менее 5% доли кристаллической фазы, проводились дополнительные эксперименты при меньших значениях прикладываемого магнитного поля. Полученные результаты приведены в таблице.

Таким образом, при одинаковом процентном соотношении компонентов сплав, легированный титаном ( $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ ), характеризуется более высоким значением намагниченности насыщения по сравнению со сплавом, легированным ниобием ( $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ ).

#### 4. Заключение

Исследование влияния легирующих компонентов на структуру и магнитные свойства аморфных и частично-кристаллических сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{X}_8$  ( $X = \text{Nb}, \text{Ti}$ ) показало, что

- аморфный сплав  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  имеет более высокую намагниченность насыщения, чем сплав  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ ;

- уменьшение намагниченности насыщения аморфных сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  при повышении температуры происходит медленнее, чем уменьшение намагниченности насыщения сплавов на основе железа;

- кристаллизация аморфных сплавов приводит к уменьшению намагниченности насыщения сплавов  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  и  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ , причем с ростом доли кристаллических фаз намагниченность насыщения сплава  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  уменьшается; намагниченность  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  не меняется;

- после изотермического отжига в сплаве  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$  образуется фаза с ОЦК структурой и высокотемпературная модификация Co; в сплаве  $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$  формируется многофазная кристаллическая структура.

#### Финансирование работы

Исследования проведены в рамках госзадания ИФТТ РАН.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] M.E. McHenry, M.A. Willard, D.E. Laughlin. *Prog. Mater. Sci.* **44**, 4, 291 (1999). [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00002-X](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00002-X)
- [2] B. Hernando, M.L. Sánchez, V.M. Prida, M. Tejedor, M. Vázquez. *J. Appl. Phys.* **90**, 9, 4783 (2001). <http://dx.doi.org/10.1063/1.1408594>
- [3] G. Herzer. *Acta Mater.* **61**, 3, 718, (2013). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.040>
- [4] C. Morón, C. Cabrera, A. Morón, A. García, M. González. *Sensors* **15**, 11, 28340 (2015). <http://dx.doi.org/10.3390/s151128340>
- [5] R. Xiang, Sh. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, Ch. Chang. *Progr. In Natural Sci. Mater. Int.* **24**, 6, 649 (2014). <http://dx.doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.10.002>
- [6] C.F. Conde, J.S. Blazquez, A. Conde. In: *Properties and Application of Nanocrystalline Alloys from amorphous Precursor* / Ed. B. Idzikowski. Kluwer Academic Publ., The Netherlands 184 (2005). P. 111.
- [7] V. Chunchu, G. Markandeyulu. *J. Appl. Phys.* **113**, 17, 17A321 (2013). <https://doi.org/10.1063/1.4795800>
- [8] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Ю.П. Кабанов, Д.В. Матвеев, В.В. Молоканов. *ФТТ* **46**, 5, 858 (2004). <https://doi.org/10.1134/1.1744967>
- [9] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Ю.П. Кабанов, Д.В. Матвеев, В.В. Молоканов, О.Г. Рыбченко. *ФТТ* **46**, 12, 2158 (2004). <https://doi.org/10.1134/1.1841387>
- [10] V. Cremaschi, B. Arcondo, H. Sirkin, M. Vazquez, A. Asenjo, J.M. Garcia, G. Abrosimova, A. Aronin. *J. Mater. Res.* **15**, 9, 1936 (2000). <https://doi.org/10.1557/JMR.2000.0279>
- [11] M. Ohta, Y. Yoshizawa. *Jpn. J. Appl. Phys.* **46**, 6L, 062517 (2007). <http://dx.doi.org/10.1143/JJAP.46.L477>
- [12] Zs. Kovács, P. Henits, S. Hobor, A. Révész. *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **18**, 7, 593 (2008). [https://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no\\_71808/kovacs.pdf](https://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_71808/kovacs.pdf)
- [13] Г. Абросимова, А. Аронин, О. Баркалов, Д. Матвеев, О. Рыбченко, В. Маслов, В. Ткач. *ФТТ* **53**, 2, 215 (2011). <https://doi.org/10.1134/S1063783411020028>
- [14] А.Н. Петрова, И.Г. Бродова, О.А. Плехов, О.Б. Наймарк, Е.В. Шорохов. *ЖТФ* **84**, 7, 44 (2014). <https://doi.org/10.1134/S1063784214070226>
- [15] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Н.А. Волков. *ФТТ* **61**, 7, 1352 (2019). <https://doi.org/10.21883/FTT.2019.07.47850.415>
- [16] Н.Н. Ситников, А.В. Шеляков, Р.В. Сундеев, И.А. Хабидулина. *ФТТ* **62**, 5, 649 (2020). <https://doi.org/10.21883/FTT.2020.05.49223.14M>
- [17] G. Abrosimova, N. Volkov, N. Orlova, A. Aronin. *Mater. Lett.* **219**, 97 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.02.069>
- [18] A. Makino, T. Bitoh, A. Inoue, T. Masumoto. *J. Appl. Phys.* **81**, 6, 2736 (1997). <http://dx.doi.org/10.1063/1.363976>
- [19] K. Hono, K. Hiraga, Q. Wang, A. Inoue, T. Sakurai. *Acta Met. Mater.* **40**, 9, 2137 (1992). [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90131-W](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90131-W)
- [20] H.A. Shivaee, A. Castellero, P. Rizzi, P. Tiberto, H. Hosseini, M. Baricco. *Met. Mater. Int.* **19**, 4, 643 (2013). <https://doi.org/10.1007/s12540-013-4003-9>
- [21] Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi. *J. Appl. Phys.* **64**, 10, 6044 (1988). <https://doi.org/10.1063/1.342149>

- [22] G. Herzer. In: *Magnetic Hysteresis in Novel Materials* / Ed. G.C. Hadjipanayis. Kluwer Academic Publ., The Netherlands 338 (1997). P. 711.
- [23] J. Han, J. Hong, S. Kwon, H. Choi-Yim. *J. Met.* **11**, 2, 304 (2021). <https://doi.org/10.3390/met11020304>
- [24] J. Oh, H. Choi-Yim. *J. Korean Phys. Soc.* **69**, 12, 1813 (2016). <http://dx.doi.org/10.3938/jkps.69.1813>
- [25] Н.В. Ершов, В.И. Федоров, Ю.П. Черненко, В.А. Лукшина, Д.А. Шишкин. *ФТТ* **59**, 9, 1724 (2017). <http://dx.doi.org/10.21883/FTT.2017.09.44843.078>
- [26] M. Veligatla, S. Katakam, S. Das, N. Dahotre, R. Gopalan, D. Prabhu, D.A. Babu, H. Choi-Yim, S. Mukherjee. *Met. Mater. Trans. A* **46**, 3, 1019 (2015). <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-014-2714-2>
- [27] C.-S. Yoo, S.K. Lim, C.S. Yoon, C.K. Kim. *J. Alloys Compd.* **359**, 1–2, 261 (2003). [http://dx.doi.org/10.1016%2FS0925-8388\(03\)00177-4](http://dx.doi.org/10.1016%2FS0925-8388(03)00177-4)
- [28] D. Huang, Y. Li, Y. Yang, Z. Zhu, W. Zhang. *J. Alloys Compd.* **843**, 154862 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154862>
- [29] Z.J. Yan, B.R. Bian, Y. Hu, S.E. Dang, L.T. Xia, Y.M. Wang. *J. Magn. Magn. Mater.* **322**, 21, 3359 (2010). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2010.06.027>
- [30] D. Muraca, V. Cremaschi, J. Moya, H. Sirkin. *J. Magn. Magn. Mater.* **320**, 9, 1639 (2008). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.01.034>
- [31] V. Cremaschi, A. Saad, J. Moya, B. Arcondo, H. Sirkin. *Phys. B: Condens. Matter* **320**, 1–4, 281 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0921-4526\(02\)00715-9](https://doi.org/10.1016/S0921-4526(02)00715-9)
- [32] S. Kwon, S. Kim, H. Choi-Yim. *J. Korean Phys. Soc.* **72**, 1, 171 (2018). <http://dx.doi.org/10.3938/jkps.72.171>
- [33] Г.Е. Абросимова, И.М. Шмыгько. *Зав. лабор. Диагностика материалов* **84**, 6, 34 (2018). <http://dx.doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-6-34-37>
- [34] G.E. Abrosimova, N.A. Volkov, E.A. Pershina, V.V. Chirkova, I.A. Sholin, A.S. Aronin. *J. Non-Cryst. Solids* **565**, 120864 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.120864>
- [35] Ł. Madej, L. Bednarska, V. Nosenko, B. Kotur, A. Chrobak, G. Haneczok. *Chem. Met. Alloys* **1**, 3/4, 333 (2008). <http://dx.doi.org/10.30970/cma1.0072>
- [36] Н.В. Ильин, В.С. Комогорцев, Г.С. Крайнова, В.А. Иванов, И.А. Ткаченко, В.В. Ткачев, В.С. Плотников, Р.С. Исхаков. *Изв. РАН. Сер. физ.* **85**, 9, 1234 (2021). <https://doi.org/10.31857/S0367676521090143>
- [37] A. Lovas, L.F. Kiss, I. Balogh. *J. Magn. Magn. Mater.* **215–216**, 463 (2000). [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00189-X](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00189-X)
- [38] H. Atmani, S. Grognet, J. Teillet. *J. Non-Cryst. Solids* **290**, 2–3, 194 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(01\)00737-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(01)00737-2)
- [39] J. Han, S. Kwon, S. Sohn, J. Schroers, H. Choi-Yim. *J. Met.* **10**, 10, 1297 (2020). <https://doi.org/10.3390/met10101297>
- [40] C.C. Tsuei, H. Lilienthal. *Phys. Rev. B Condens. Matter* **13**, 11, 4899 (1976). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.13.4899>
- [41] L.M. Bednarska, Yu.K. Horelenko, M.O. Kovbuz, O.M. Hertsyk, B.Ya. Kotur, V.K. Nosenko. *Mater. Sci.* **39**, 2, 291 (2003). <http://dx.doi.org/10.1023/B:MASC.0000010283.76730.8b>
- [42] R. Onodera, S. Kimura, K. Watanabe, S. Lee, Y. Yokoyama, A. Makino, K. Koyama. *Mater. Trans.* **54**, 2, 188 (2013). <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.M2012242>
- [43] H.J. Ma, J.T. Zhang, G.H. Li, W.X. Zhang, W.M. Wang. *J. Alloys Compd.* **501**, 2, 227 (2010). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.04.075>
- [44] P. Vojtaník, R. Andrejco, R. Varga, J. Kováč, K. Csach, A. Lovas. *Czechoslov. J. Phys.* **54**, 4, 113 (2004). <https://doi.org/10.1007/s10582-004-0042-2>
- [45] G. Abrosimova, N. Volkov, V. Chirkova, A. Aronin. **297**, 129996 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129996>

Редактор К.В. Емцев