

Каскад фазовых переходов в аморфных лентах FeB

Л. А. Иванов,^a В. И. Козлов, И. С. Тершина

Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова,
физический факультет. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.

Статья поступила 22.03.2018, принята к публикации 17.05.2018.

Образцы сплавов Fe–B были изготовлены с помощью метода быстрой закалки из расплава и подробно исследованы методом рентгеновского фазового анализа. Установлено, что часть сплавов имеет аморфную структуру. В аморфных лентах системы Fe–B обнаружены гиромангнитные эффекты, сменяющие друг друга по мере изменения температуры образца. Наблюдаемые особенности проинтерпретированы в том числе с использованием магнитометрических измерений.

Ключевые слова: ферромагнитный резонанс, аморфные сплавы, структурные превращения.

УДК: 669.017:537.6:621.785. PACS: 75.30.Cr, 75.50.Bb, 75.50.Kj.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы Fe–B в настоящее время привлекают особое внимание научного сообщества благодаря широкой потребности в них современной промышленности [1, 2]. Аморфные и нанокристаллические сплавы Fe–B используются в электронике и в прогрессивных технологиях ядерной техники, робототехники и электротехники [3–5]. Соединения металл–металлоид вызывают интерес как прикладной науки, так и фундаментальной, поскольку данная бинарная система служит отправной точкой для исследования более сложных многокомпонентных систем [6]. Среди упомянутых систем наиболее важной является тройная система R–Fe–B (где R — редкоземельный металл) [7–10]. Известно, что соединение Nd₂Fe₁₄B обладает рекордными магнитными характеристиками и на его основе создаются высокоэнергетические постоянные магниты, используемые в различных технических устройствах, работающих в широкой области температур [11–13].

В работе [6] показано, что по мере развития нанотехнологий открываются перспективы создания магнитотвердых материалов — аморфных и наноструктурированных — с характеристиками, намного превышающими таковые у объемных аналогов (в том числе и на основе систем Fe–B и Nd–Fe–B). Для получения таких материалов используется достаточно много методов, а именно быстрая закалка из расплава, интенсивная пластическая деформация, специальный метод водородной обработки литых сплавов, методы механоактивации и механического легирования и многие другие [14–17]. Однако метод быстрой закалки образцов является наиболее распространенным среди указанных выше.

Цель данной работы заключалась в экспериментальном изучении ферромагнитного резонанса в быстрозакаленных сплавах Fe–B. Явление ферромагнитного резонанса дает информацию обо всех фазовых переходах, которые имеют место в исследуемых объектах при изменении внешних условий, в частности температуры образцов [18]. Объектами исследований стали сплавы с составами, включающими область концентрационного перехода от кристаллического состояния к аморфному [19], а именно мелкокристаллические сплавы с содержанием 9.9 и 11.1 ат.% B и аморфные сплавы с содержанием 12.2, 13.1, 14.4 и 18.1 ат.% B.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы сплавов Fe–B были изготовлены закалкой из расплава с использованием вращающегося медного диска диаметром 320 мм при скорости вращения 2000 об/мин. Смесь ферробора с железом расплавлялась при температуре 1500°C в атмосфере гелия и после выдержки в течение 5 с выливалась на боковую поверхность диска под давлением инжекции 0.2 атм. Толщина полученных таким образом лент составляла 20–25 мкм. В исследованиях использовались образцы с расчетным содержанием бора в пределах 9.9–18.1 ат.%.

Рентгеноструктурный фазовый анализ сплавов Fe_{100-x}B_x выполнялся на дифрактометре «Дрон-3М» с использованием CoK_α-излучения. Обработка рентгеновских дифракционных спектров проводилась методом полнопрофильного анализа Ритвельда в программной среде Fullprof.

Исследования ферромагнитного резонанса проводились при помещении исследуемого образца в резонатор радиоспектрометра, работающего на частоте 9.24 ГГц. Квазистатическое магнитное поле прикладывалось в плоскости образца и в процессе регистрации спектра менялось от –3 кЭ до +3 кЭ и обратно. Измерения проводились в широком интервале температур от 20°C до 500°C. Величина магнитного поля измерялась датчиком Холла (с точностью до 0.1 %). Образец представлял собой кусочек ленты толщиной 3 мм. Для измерения намагниченности образцов также использовался стандартный вибрационный магнитометр, работающий в полях до 12 кЭ и в области температур от 20°C до 800°C.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) образцов показал, что сплавы с $x = 12.2, 13.1, 14.4$ и 18.1 ат.% B оказались аморфными: на снимках найдено только диффузное гало. Сплав Fe_{90.1}B_{9.9} оказался двухфазным, состоящим из γ -Fe и орторомбического борида Fe₃B с решеткой цементита (Fe₃C). Сплав Fe_{88.9}B_{11.1} оказался трехфазным, состоящим из α -Fe, γ -Fe, Fe₃B. На дифрактограммах не было обнаружено диффузного гало, поэтому в сплавах Fe_{90.1}B_{9.9} и Fe_{88.9}B_{11.1} содержание аморфной фазы не могло превышать нескольких процентов (2–3%).

^a E-mail: la.ivanov@physics.msu.ru

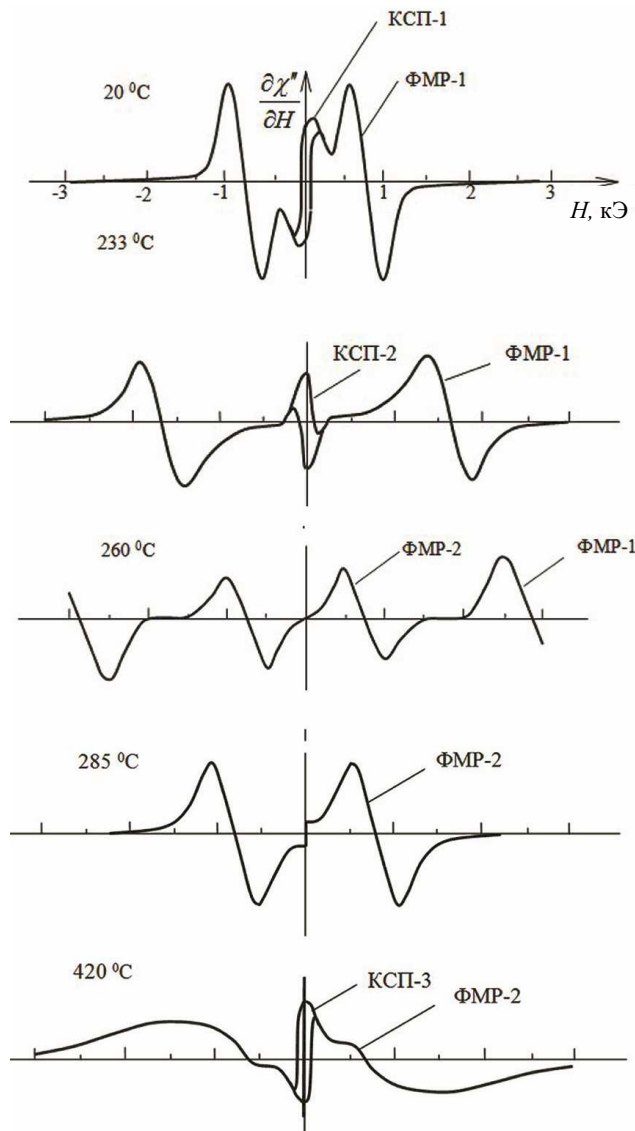


Рис. 1. Сигналы, обусловленные изменением динамической восприимчивости на частоте 9.24 ГГц, при квазистатическом изменении поля в пределах ± 3 кЭ при различных температурах; образец $Fe_{87}B_{13}$

Исследования ферромагнитного резонанса проводились на всех образцах. Однако наиболее характерные явления наблюдались в лентах состава $Fe_{87}B_{13}$. При комнатной температуре (рис. 1), кроме обычного сигнала ФМР в поле ± 730 Э (далее этот сигнал будем именовать «сигнал ФМР-1»), был виден сигнал нерезонансного взаимодействия СВЧ-поля с образцом при его квазистатическом перемагничивании («сигнал КСП-1»). На рис. 2, где пределы изменения магнитного поля были ± 160 Э, он дан в более крупном масштабе.

Изменение наблюдаемого сигнала при изменении температуры образца, которое иллюстрируется на рис. 2 серией спектров, оказалось достаточно необычным. При $195^\circ C$ сигнал нерезонансного взаимодействия значительно сузился (принял более упорядоченную форму КСП-2), размещаясь в области $|H| \leq 30$ Э. При дальнейшем нагреве в центре наблюдаемого сигнала появляется «выпуклость» (показана для $T = 211^\circ C$), которая растет и превращается вскоре в самостоятельный сигнал (КСП-3), который после исчезновения КСП-2 становится единственным

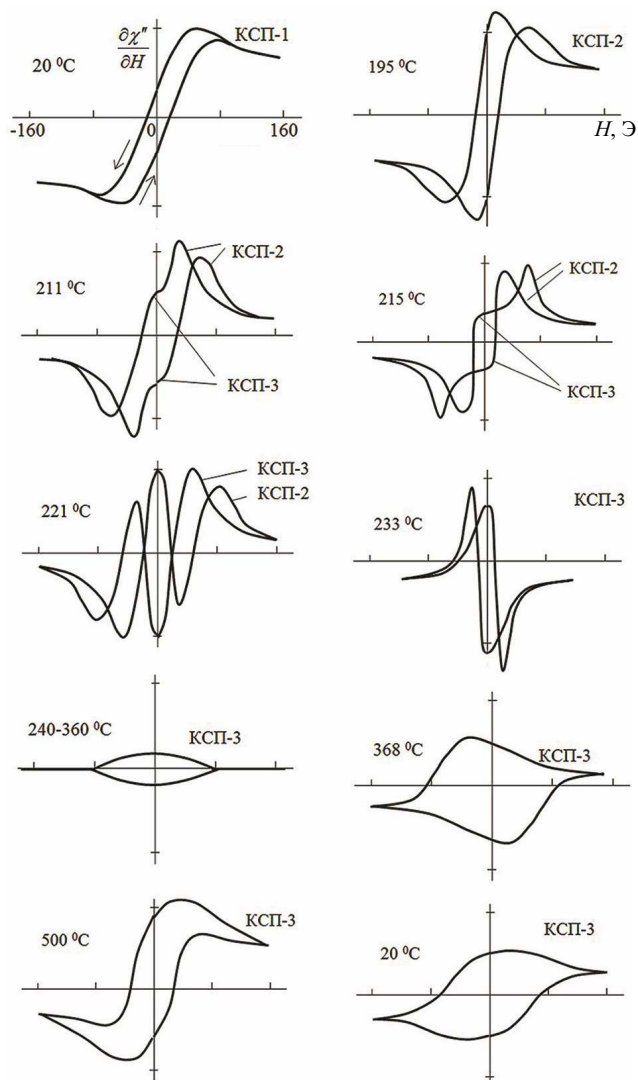


Рис. 2. Сигналы, обусловленные изменением динамической восприимчивости на частоте 9.24 ГГц, при квазистатическом изменении поля в пределах ± 160 Э при различных температурах; образец $Fe_{87}B_{13}$

($T = 233^\circ C$). Существенным оказалось то, что полярность левой и правой частей сигнала КСП-3 иная, нежели у КСП-2. С дальнейшим нагревом сигнал достигает максимума, а затем уменьшается и быстро исчезает (при $T = 240^\circ C$).

При нагревах образца до температур, несколько превышающих температуру исчезновения сигнала КСП-2, магнитное состояние аморфных образцов обратимо по температуре. После нагревов до более высоких температур возникает еще один сигнал нерезонансного взаимодействия (КСП-3), свидетельствующий о появлении в образце кристаллической магнитной фазы (рис. 1, $T = 420^\circ C$). Охлаждение образца от максимально достигнутой температуры $\sim 550^\circ C$ дает ряд необычных сигналов КСП-3 (например, при $T = 278^\circ C$), свидетельствующих о наличии процессов перестройки магнитной структуры. При этом сигналы КСП-2 и КСП-1 не воспроизводятся.

На рис. 1 для ряда значений возрастающей температуры показан полный спин-волновой спектр при изменении поля в пределах ± 3 кЭ. Из сравнения спектров видно, что по мере роста температуры сигнал ФМР-1, исчезая при температуре Кюри аморфной

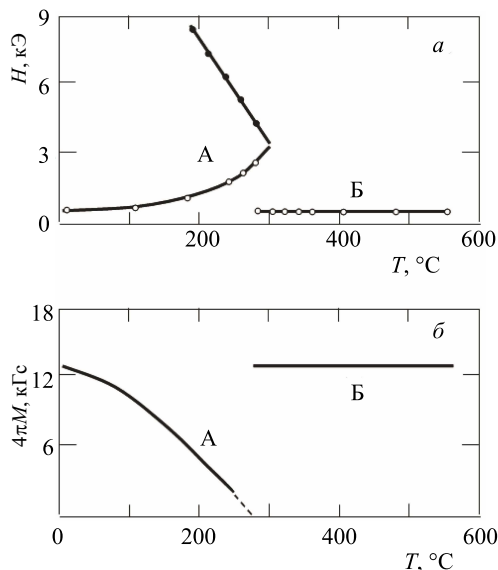


Рис. 3. Образец $\text{Fe}_{87}\text{V}_{13}$: *a* – температурная зависимость резонансных полей для ФМР-1 (А) и ФМР-2 (Б) при параллельной (○) и перпендикулярной (●) ориентациях внешнего поля относительно плоскости пленки; *б* – температурная зависимость эффективной намагниченности фаз пленки, соответствующих ФМР-1 и ФМР-2

фазы, сдвигается в область более высоких полей, а также уменьшается по амплитуде. Несмотря на сложный характер перемагничивания, наблюдается ФМР, характерный для классических ферромагнетиков [18].

На рис. 3, *a* представлены температурные зависимости величины резонансного поля при параллельной ($\theta = 90^\circ$) и перпендикулярной ($\theta = 0^\circ$) ориентациях магнитного поля относительно плоскости ленты. При нагреве от комнатной температуры «параллельная» и «перпендикулярная» ветви ФМР-1 сходятся в поле $H \approx 3$ кЭ, что при частоте СВЧ-поля $f = 9.24$ ГГц соответствует значению фактора $g \approx 2.0$ для магнитной фазы, дающей сигнал. Температура, при которой ветви сходятся, соответствует уменьшению намагниченности этой фазы до нуля и является ее температурой Кюри ($T_C \sim 290^\circ\text{C}$).

При температуре несколько ниже точки Кюри (в поле $H \approx 870$ Э) появляется сигнал ФМР-2 от другой магнитной фазы в том же образце (рис. 3, *б*). Сигнал ФМР-2 возникает при температуре $\sim 240^\circ\text{C}$ и наблюдается вплоть до $\sim 550^\circ\text{C}$, слегка перемещаясь в сторону еще более низких полей. Казалось бы, возникновение сигнала ФМР-2 может быть связано с кристаллизацией. Однако это предположение было отвергнуто, поскольку при охлаждении сигнал ФМР-2 обратимо исчезает при последующем понижении температуры. Столь сложное поведение образца, по-видимому, связано с его гетерогенной структурой.

Результаты, аналогичные описаным выше, получены при исследовании и других аморфных сплавов системы $\text{Fe}_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 12.2, 14.4$ и 18.1). Наблюдались вся серия сигналов: КСП-1, КСП-2, КСП-3, ФМР-1 и ФМР-2. Характерные температуры для всех этих сплавов представлены на рис. 4, где T_1 – температура исчезновения сигнала КСП-1, T_2 и T_3 – соответственно температура возникновения и исчезновения сигнала КСП-2, T_C – температура исчезновения сигнала ФМР-1 (температура Кюри первой аморфной фазы). Сигнал ФМР-2

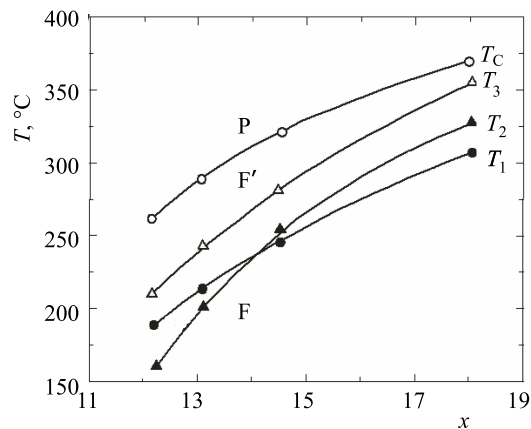


Рис. 4. Концентрационная зависимость характеристических температур для сигналов поглощения в спектрах $\text{Fe}_{100-x}\text{V}_x$: T_1 – температура исчезновения сигнала КСП-1; T_2 – температура возникновения сигнала КСП-2; T_3 – температура исчезновения сигнала КСП-2 и возникновения сигнала ФМР-2; T_C – температура исчезновения сигнала ФМР-1 (температура Кюри)

возникает примерно при той же температуре, при которой исчезает сигнал КСП-2. С ростом концентрации бора температурные области существования сигналов КСП-2 и ФМР-2 сдвигаются в сторону более высоких температур. Область сосуществования сигналов КСП-1 и КСП-2 у сплава с $x = 13.1$ уже, чем при $x = 12.2$, а у сплавов с $x = 14.4$ и 18.1 сигналы КСП-1 и КСП-2 существуют раздельно. Еще одно отличие – в характере проявления сигналов КСП: в сплаве с $x = 12.2$ сигнал КСП-2 выражен гораздо хуже, чем в других случаях.

Для мелкокристаллических сплавов с $x = 9.9$ и 11.1 картина сигналов иная. Образец с $x = 11.1$ при комнатной температуре имеет асимметричную линию ФМР в поле $H = 620$ Э. Нагрев до температуры $\sim 400^\circ\text{C}$ приводит к добавлению к ней сигнала другой природы (по-видимому, сигнал КСП-1). Дальнейший нагрев увеличивает асимметрию линии ФМР, а последующее охлаждение до комнатной температуры приводит к появлению заметного гистерезиса. Резонансное поле для этого сигнала ($H_0 = 440$ Э) – примерно такое же, как и для кристаллического $\alpha\text{-Fe}$ ($H_0 = 460$ Э). Сплав $\text{Fe}_{100-x}\text{V}_x$ с $x = 9.9$ обнаруживает аналогичные свойства. При комнатной температуре наблюдается сильно асимметричная линия ФМР с резонансным полем $H_0 = 500$ Э, практически не меняющимся при нагреве. На этот сигнал накладывается сигнал КСП, имеющий полевой гистерезис. При $T = 520^\circ\text{C}$ сигнал КСП сужается с 280 Э до 220 Э, при последующем охлаждении снова уширяется. Его гистерезис при нагреве также падает, а при охлаждении растет. Амплитуда высокополевого «плеча» сигнала ФМР и амплитуда сигнала КСП, изменяясь с температурой, остаются в одинаковом соотношении. Это, по-видимому, указывает на их соответствие одним и тем же областям образца. Существенно большая ширина сигнала КСП по сравнению с аморфными сплавами свидетельствует о том, что в этих сплавах локальная магнитная анизотропия значительно сильнее.

Для анализа полученных результатов большое значение имеет информация обо всех особенностях исследуемых объектов, включая структурные. Сплавы

системы Fe–B, несмотря на значительное содержание в них металлоида, обладают всеми характерными свойствами металлов. Эти свойства (важнейшими из которых являются относительно высокая и слабо зависящая от температуры электропроводность, а также значительная электронная теплопроводность) указывает на существование в них системы коллективизированных электронов. Это в свою очередь указывает на наличие в межатомных связях существенной доли металлического компонента. Значит, для этих сплавов характерна тенденция к плотной упаковке атомов и высоким координационным числам. Это подтверждается тем, что плотность сплавов Fe–B близка к плотности железа и меняется при кристаллизации на 1–2 %, а координационные числа близки к 12 — характерному числу для ГПУ- и ГЦК-металлов. Сравнительный анализ первых координационных сфер показывает, что аморфная структура сплавов Fe–B ближе всего к случаю твердого раствора внедрения бора в матрицу γ -Fe. Однако такое сходство ограничивается в основном первой координационной сферой, радиусы вторых координационных сфер для систем Fe–B и Fe–Fe сильно различаются (соответственно 4.20 Å и 3.60 Å). Это означает, что ни одна из стабильных или метастабильных кристаллических фаз, имеющих в закаленных или закристаллизованных сплавах Fe–B, не воспроизводит их ближний порядок. С этим обстоятельством напрямую связано существование множества «микрорегетерогенных» моделей аморфной структуры [20].

Соотношения, устанавливающие связь ферромагнитного резонанса с магнитным полем H и намагниченностью M образцов заданной формы, известны [18]. Так, для образца эллипсоидальной формы с намагниченностью насыщения и размагничивающими факторами вдоль осей эллипсоида N_x , N_y и N_z условие ферромагнитного резонанса может быть записано в следующем виде:

$$\omega_{\text{рез}} = \gamma \sqrt{[H + (N_x - N_z) M][H + (N_y - N_z) M]}. \quad (1)$$

В нашем случае мы имеем дело с образцами в виде пластинок, для которых $N_x = N_y = 0$, $N_z = 4\pi$, а внешнее магнитное поле, как правило, прикладывается параллельно плоскости пластинки (обозначим его H_0). Тогда из формулы (1) следует, что

$$\omega_{\text{рез}} = \gamma \sqrt{H_0 (H_0 + 4\pi M_S)}. \quad (2)$$

Для интерпретации спин-волновых спектров были проведены дополнительные магнитометрические исследования. Получены прежде всего — кривые намагничивания и перемагничивания образцов при комнатной температуре. Кривые перемагничивания аморфных образцов Fe–B оказались в хорошем согласии с данными других авторов [21, 22] и тем известным фактом, что эти сплавы относятся к числу магнитомягких материалов с очень малой коэрцитивной силой и высоким значением намагниченности насыщения ($M_s \approx 140\text{--}180 \text{ Гс} \cdot \text{см}^3/\text{г}$).

Температурная зависимость намагниченности образцов (в пределах аморфного состояния), полученная в достаточно слабом магнитном поле $H = 25 \text{ Э}$, оказалась однотипной для всех исследованных составов (рис. 5). Из рис. 5 видно, что на кривой $M(T)$,

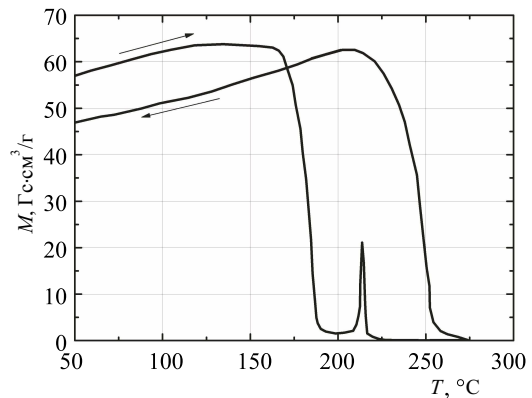


Рис. 5. Зависимость намагниченности от температуры $M(T)$ при нагревании и охлаждении быстрозакаленного сплава $\text{Fe}_{87}\text{B}_{13}$ (в пределах аморфного состояния)

полученной для состава $\text{Fe}_{87}\text{B}_{13}$, имеются особенности при тех же температурах, при которых наблюдаются изменения формы кривых ферромагнитного резонанса (рис. 2, $T = 195^\circ\text{C}$, 221°C , 233°C). Из рис. 5 также можно отметить, что для аморфного сплава $\text{Fe}_{87}\text{B}_{13}$ характерен огромный гистерезис. Кривая охлаждения не повторяет кривую нагрева, при этом температура магнитного превращения при охлаждении значительно выше, чем при нагреве. Еще одна особенность, наблюдаемая на кривой $M(T)$ в виде ярковыраженного пика при температуре 214°C , связана с изменением магнитного состояния образца вследствие разупорядочения низкотемпературной модификации фазы FeB.

Как уже упоминалось выше, температура Кюри данного образца 290°C . Таким образом, в сплаве $\text{Fe}_{87}\text{B}_{13}$ при изменении температуры происходит каскад магнитных превращений, что полностью согласуется с данными по исследованию ФМР.

На основе результатов магнитного фазового анализа, а также изучения процессов кристаллизации структурными методами нам удалось составить следующее заключение о тех сложных процессах, которые происходят в исследуемых образцах при изменении внешних условий [23–26]. При концентрациях бора $x = 12.2$, 13.1 и 14.4 процесс кристаллизации идет в два этапа. При этих процессах резко увеличивается намагниченность. Структурными исследованиями установлено, что первому этапу соответствует процесс образования кристаллов $\alpha\text{-Fe(B)}$, второму — кристаллов Fe_3B . Кристаллическая фаза Fe_3B имеет точку Кюри $\sim 530^\circ\text{C}$, что проявляется и на кривых $M(T)$, измеренных при высоких температурах. Повышение температуры вызывает распад кристаллов Fe_3B на более стабильные фазы: $\text{Fe}_3\text{B} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$. Смесь фаз $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_2B обладает ферромагнитными свойствами и точками Кюри 770°C и 741°C . С ростом концентрации бора до 18.1 ат.% в процессах кристаллизации отмечаются две тенденции. Во-первых, кристаллизация становится «одноэтапной»: образуются в основном кристаллы Fe_3B . Во-вторых, сильно увеличивается температура распада так, что, например, для сплава с $x = 18.1$ она более 700°C . Возможно, процесс распада $\text{Fe}_3\text{B} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$ осуществляется не полностью. Обе тенденции являются причиной того, что при увеличении содержания бора в закристаллизованном состоянии сплавов увеличивается содержание фазы Fe_3B .

Таким образом, на основе проведенных исследований можно констатировать тот факт, что сплавы системы $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$ при $x = 12.2 - 18.1$ по совокупности наиболее существенных свойств являются «стандартными» аморфными магнетиками. В то же время быстрозакаленные мелкокристаллические сплавы $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$ при $x = 9.9, 11.1$ демонстрируют свойства, отличающиеся от свойств аморфных сплавов. Наиболее сильное отличие — в значениях температуры Кюри. T_C сплава $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$ с $x = 9.9$, определенная с помощью магнитометрических измерений, 770°C .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проведено сравнительное комплексное исследование магнитных и структурных свойств аморфных и мелкокристаллических лент системы Fe–B. Подробно изучен ферромагнитный резонанс в широком температурном интервале. Установлено, что в аморфных лентах системы Fe–B фазовые превращения по мере изменения их температуры сопровождаются не только проявлением сигналов ферромагнитного резонанса, соответствующих каждой фазе, но и проявлением сигналов квазистатического перемагничивания, форма которых содержит важную информацию о структурном и магнитном состоянии образца при данной температуре.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Мина О. А. // ФММ. 2013. **114**. С. 411.
2. Савченко Е. С., Менушенков В. П., Сверидова Т. А., Савченко А. Г. // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2014. **2**. С. 346.
3. Кекало И. Б. Процессы структурной релаксации и физические свойства аморфных сплавов. М.: МИСиС, 2016.
4. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. М.: Атомиздат, 1975.
5. Рисованный В. Д., Захаров А. В., Клочков Е. Р., Гусева Т. М. Бор в ядерной технике. Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011.

6. Gutfleisch O., Willard M. A., Bruck E. et al. // *Advanced Mater.* 2011. **23**, N 7. P. 821.
7. Herbst J. F. // *Rev. of Mod. Phys.* 1991. **63**. P. 819.
8. Tereshina I., Tereshina E., Burkhanov G., Dobatkin S. // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2010. **25**. P. 82.
9. Tereshina E. A., Tereshina I. S., Kuz'min M. D. et al. // *J. Appl. Phys.* 2012. **111**. 093923.
10. Tereshina I. S., Andreev A. V., Drulis H., Tereshina E. A. // *J. Alloys Comp.* 2005. **404–406**. P. 212.
11. Coey J. M. D. // *J. Magn. Magn. Mater.* 2002. **248 (3)**. P. 441.
12. Tereshina I. S., Kudrevatykh N. V., Ivanov L. A. et al. // *J. of Mater. Eng. and Perform.* 2017. **26**. P. 4676.
13. Nikitin S. A., Tereshina I. S., Pankratov N. Yu. et al. // *Physics Status Solidi (a)*. 2003. **196**. P. 317.
14. Глебов В. А., Лукин А. А. Нанокристаллические редкоземельные магнитотвердые материалы. М.: ФГУП ВНИИНМ, 2007.
15. Dempsey N. M., Walther A., May F. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2007. **90**. 092509.
16. Tereshina I. S., Pelevin I. A., Tereshina E. A. et al. // *J. Alloys and Compounds*. 2016. **681**. P. 555.
17. Tereshina I., Kudrevatykh N., Tereshina E. et al. // *J. Alloys and Compounds*. 2011. **509S**. P. S835.
18. Телеснин Р. В., Козлов В. И. // *Изв. АН СССР. Серия физич.* 1966. **30**. С. 116.
19. Takashi M., Koshimura M., Abuzuka T. // *Jap. J. Appl. Phys.* 1981. **20**. P. 1821.
20. Sanchez F. H., Fernandez Van Raap M. B., Budnick J. I. // *Physical Review B*. 1992. **46**. P. 13881.
21. Шулика В. В., Попанов А. П., Носкова Н. И. // *ФММ*. 2007. **104**. С. 241.
22. Hoffmann H., Takahashi M., Zweck J. // *J. Magn. Magn. Mater.* 1983. **35**. P. 211.
23. Роде В. Е., Сорокина С. А., Архипкин Л. А. и др. // *Вестник Моск. ун-та. Физ. Астрон.* 1989. **30**. С. 57. (Rode V. E., Sorokina S. A., Arkhipkin L. A. et al. // *Moscow Univ. Phys. Bull.* 1989. **1989**. N 3. P. 63.)
24. Fan G. J., Song X. P., Quan M. X., Hu Z. Q. // *Nanostructured materials*. 1995. **5**. P. 433.
25. Верецагин М. Н., Кирилук С. И., Целуев М. Ю., Горанский Г. Г. // *Вестн. ГГТУ им. П. О. Сухого*. 2003. **4**. С. 13.
26. Кориунов Л. Г., Шабашов В. А., Литвинов А. В., Черненко Н. Л. // *ФММ*. 2010. **109**. С. 551.

A Cascade of Phase Transitions in Amorphous FeB Films

L. A. Ivanov^a, V. I. Kozlov, I. S. Tereshina

Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University. Moscow 119991, Russia.

E-mail: ^ala.ivanov@physics.msu.ru.

Samples of Fe–B alloys have been prepared by quenching a melt using a rotating copper disk and then were certified by XRD analysis. Some of the alloys were found to possess an amorphous structure. Fe–B amorphous ribbons exhibit a sequence of gyromagnetic effects that replace each other as the temperature of the sample changes. These features were interpreted using magnetometry.

Keywords: ferromagnetic resonance, amorphous alloys, structural transformations.

PACS: 75.30.Cr, 75.50.Bb, 75.50.Kj.

Received 22 March 2018.

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2018. **73**, No. 6. Pp. 669–673.

Сведения об авторах

1. Иванов Лев Александрович — студент магистратуры; e-mail: la.ivanov@physics.msu.ru.
2. Козлов Владимир Иванович — доктор физ.-мат. наук, доцент; e-mail: kozlov1937@mail.ru.
3. Терешина Ирина Семеновна — доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; email: irina_tereshina@mail.ru.