

Магнитные свойства и температурная стабильность сплава типа Файнмет, легированного молибденом

© Б.Н. Филиппов, В.В. Шулика, А.П. Потапов, Н.Ф. Вильданова

Институт физики металлов УрО РАН,
620990 Екатеринбург, Россия
e-mail: shulika@imp.uran.ru

(Поступило в Редакцию 27 февраля 2013 г. В окончательной редакции 26 июля 2013 г.)

Исследовано влияние условий нанокристаллизации на структуру, магнитные свойства и температурную стабильность нанокристаллического магнитомягкого сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$. Обнаружено влияние предварительного низкотемпературного отжига на процессы последующей нанокристаллизации сплава. Установлено, что предварительный низкотемпературный отжиг с последующей нанокристаллизацией существенно улучшает магнитные свойства исследуемого сплава. Показано, что, изменяя частоту магнитного поля при термообработке, приводящей к нанокристаллизации, можно получить материал с различными магнитными свойствами. Установлено, что нанокристаллический сплав $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ имеет высокую температурную стабильность магнитных свойств.

Введение

Известно, что нанокристаллические магнитомягкие материалы на основе Fe с добавками Cu и Nb, а также аморфизирующих элементов Si и B обладают превосходными магнитомягкими свойствами, приближающимися к магнитным свойствам аморфных магнитных материалов, но превосходящих их по величине индукции насыщения, а также по временной и термической стабильности [1–5]. В настоящее время ведется активный поиск нанокристаллических магнитомягких сплавов с оптимальными магнитными свойствами и работающих в экстремальных условиях, например, при повышенных температурах. Для повышения термической стабильности магнитных характеристик магнитомягких материалов типа Файнмет, обычно используются следующие пути: 1) легирование сплава тугоплавкими металлами [6–8], играющими ту же роль, что и Nb в Файнметах, но лучше стабилизирующих нанокристаллическую структуру при повышенных температурах; 2) повышение температуры нанокристаллизующего отжига аморфных сплавов [8]. В обоих случаях важное значение имеют исследования корреляции стабильности структуры и магнитных свойств нанокристаллических сплавов [9,10].

В ряде работ [11–14] показано, что хорошие магнитомягкие свойства могут быть получены, если в нанокристаллическом сплаве $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ атомы Nb полностью [12] или частично [11,14] заменены атомами Mo. В частности в [12] установлено, что в сплаве $Fe_{73.5}Cu_1Mo_3Si_{13.5}B_9$ магнитные свойства сильно зависят от температуры отжига $T_{ан}$. Так, начальная восприимчивость при частоте перемагничивания 1 kHz после отжига при $T_{ан} \approx 520^\circ C$ достигает больших значений ($\sim 7 \cdot 10^4$). Однако при дальнейшем увеличении $T_{ан}$ она быстро падает. Одной из причин этого падения, по-видимому, является образование выделений нанокристаллов боридов железа, обладающих большой анизотропией. В [11] показано, что частичная замена Nb

на Mo может приводить не только к достаточно хорошим магнитомягким свойствам, но и улучшать температурно-временную стабильность сплавов. Однако существующие исследования единичны и не могут считаться достаточными для выводов об оптимальных магнитомягких свойствах данного материала. Практически остается не изученным вопрос о корреляции особенностей структуры сплава и магнитных свойств.

Ранее на ряде других сплавов нами были установлены методы, достаточно эффективно влияющие на структуру и магнитные свойства [15]. К ним относятся термомагнитная обработка в переменном магнитном поле, а также осуществляемый перед ней или перед термомагнитной обработкой в постоянном магнитном поле, предварительный отжиг образца в отсутствие магнитного поля.

В настоящей работе для повышения термической стабильности магнитных свойств нанокристаллического сплава Fe–Cu–Nb–Si–B часть атомов Nb замещена атомами более тугоплавкого Mo. С целью улучшения магнитных параметров модифицированного нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ будет исследовано влияние термических (в частности, предварительного отжига) и термомагнитных (в частности, в переменных полях) обработок (ТМО) на структурные особенности и магнитные характеристики данного магнитомягкого материала. Будет показано, что используемые методы позволяют получить на исследуемых сплавах не только хорошие магнитомягкие свойства, но и высокую термическую стабильность, позволяющую использовать эти сплавы при температурах существенно выше комнатных.

Эксперимент

Аморфные ленты сплавов: $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ и $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ получали методом закалки

расплава на вращающийся медный диск [16]. Толщина ленты 20–25 μm , ширина — 5 mm. Образцы имели форму колец и полос. Для снятия закалочных напряжений аморфные образцы отжигали в вакууме при температуре 400°C в течение 30 min. Для получения нанокристаллической структуры образцы отжигали в вакууме при температуре 540°C, время отжига варьировалось от 5 min до 6 h. Часть образцов была нанокристаллизована в постоянном или переменном (с частотами $f = 50 \text{ Hz}$, 80 kHz) магнитных полях. Термомагнитная обработка была совмещена с переходом сплава из аморфного состояния в нанокристаллическое [2]. ТМО проводили следующим образом: аморфный образец нагревали со скоростью 5°C/min до температуры 540°C, выдерживали в магнитном поле 30 min при этой температуре и охлаждали также в магнитном поле до комнатной температуры со скоростью 200°C/h. Напряженность магнитного поля при ТМО составляла 5–10 A/m. Начальную магнитную проницаемость μ_0 , статические и динамические петли гистерезиса были измерены на образцах в форме колец. Начальную магнитную проницаемость определяли в магнитном поле напряженностью 0.05 A/m при частоте 80 Hz. Погрешность измерения составляла $\pm 3\%$. Динамические петли гистерезиса снимали на автоматизированной магнитоизмерительной установке, разработанной в Институте физики металлов УрО РАН. Погрешность измерения коэрцитивной силы (H_c) не превышала $\pm 3\%$. Погрешность измерения магнитных потерь составляла $\pm 3\%$. Структуру лент исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-200СХ. Для электронно-микроскопических исследований структуры из образцов в форме полосок методом электрической полировки были изготовлены фольги, в которых самые тонкие участки достигали толщины 150–200 nm. Температура Кюри T_c и температура кристаллизации T_x для нанокристаллических сплавов были определены по стандартным методикам. T_c была найдена из температурной зависимости намагниченности насыщения при скорости нагрева образцов — 5°C/min, T_x — из температурного хода электросопротивления при той же скорости нагрева образцов.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На формирование нанокристаллической структуры путем кристаллизации аморфных сплавов влияет их термическая предыстория. Поэтому было исследовано влияние предварительного низкотемпературного отжига аморфных лент сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ и $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ на магнитные свойства нанокристаллических образцов, получаемых из этих лент. Отметим, что для этих сплавов $T_x = 540^\circ\text{C}$, $T_c = 570^\circ\text{C}$.

На рис. 1 представлены статические петли гистерезиса образцов сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ после следующих обработок: 1) отжиг при температуре 400°C в течение 30 min (кривая 1), 2) отжиг при температуре 400°C в течение 30 min и последующий отжиг

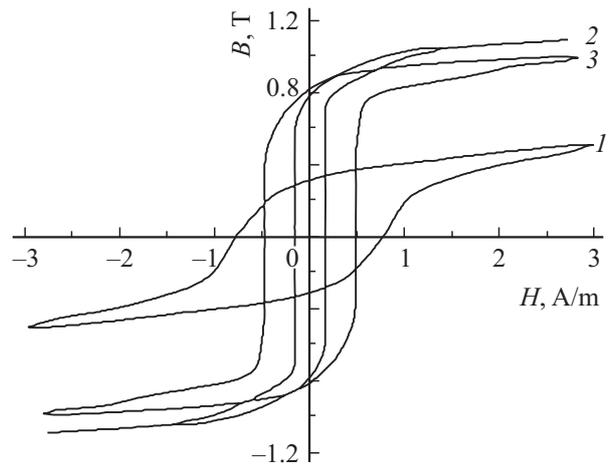


Рис. 1. Статические петли гистерезиса образцов сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$: после отжига при температуре 400°C в течение 30 min (1), отжига при температуре 400°C в течение 30 min и последующего отжига при температуре 540°C в течение 5 min (2), отжига при температуре 540°C в течение 5 min без предварительного отжига при температуре 400°C (3).

при температуре 540°C в течение 5 min (кривая 2), 3) отжиг при температуре 540°C в течение 5 min без предварительного отжига (кривая 3).

Видно, что предварительный низкотемпературный отжиг и последующая термообработка при 540°C даже за короткое время (5 min) приводят к резкому снижению коэрцитивной силы по сравнению с H_c после отжига при температуре 400°C (H_c уменьшается в 4 раза). Без предварительного отжига при температуре 400°C термообработка при температуре 540°C в течение 5 min не приводит к существенному снижению коэрцитивной силы.

Аналогичные результаты получены и для нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$.

Структурные исследования показали, что влияние предварительного низкотемпературного отжига на процессы последующей нанокристаллизации в сплавах связано с уменьшением внутренних напряжений в сплаве, а также с расслоением аморфной матрицы (рис. 2). На рис. 2, а представлено светлопольное изображение структуры аморфного состояния исходного сплава до отжига. Виден однородный фон, характерный для аморфных сплавов, а на электронограмме (рис. 2, б) широкая кольцевая линия $(011)\text{Fe}_\alpha$. После отжига при 400°C в течение 30 min появился черно-белый контраст пятен (кластеров) (рис. 2, в), отвечающий за твердые растворы матрицы, основы сплава и твердого раствора, из которого будут образовываться далее частицы новых фаз (Fe_2Si , FeB и т.д.). Это отразилось на электронограмме (рис. 2, д). Ширина линии (011) резко уменьшилась и появилось внутреннее гало вблизи первичного пучка, на месте которого при последующем отжиге появляются рефлексы от новых фаз. Образование внутреннего гало указывает на то, что многочисленные зародыши новых

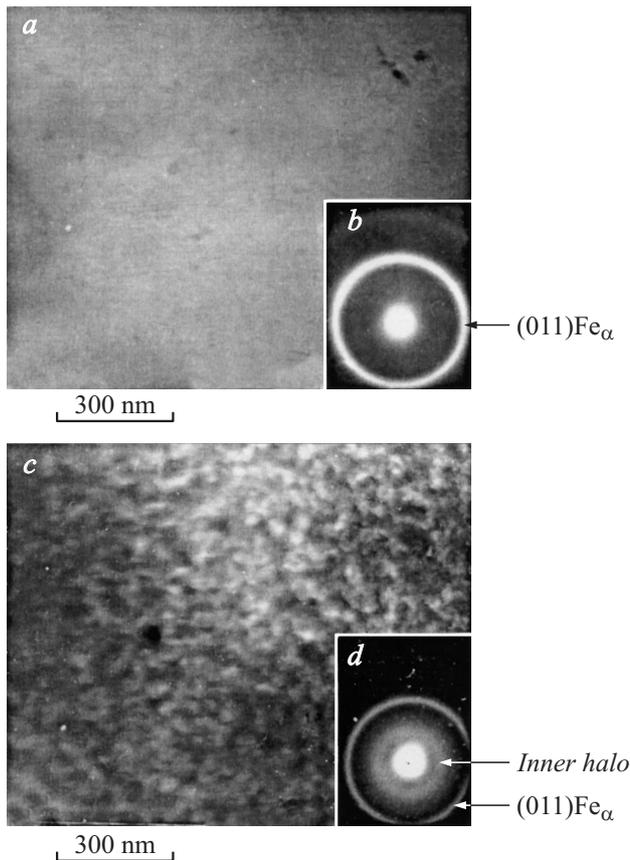


Рис. 2. Электронно-микроскопический снимок (светлопольное изображение) структуры (a) и картина микродифракции (b) исходного сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ до отжига; c, d — то же для нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ после отжига при температуре $400^\circ C$ в течение 30 min.

фаз настолько малы (по всей вероятности ≤ 1 nm), что они не могут давать самостоятельные рефлексы. Указанное появление многочисленных кластеров новой фазы на светлопольном изображении структуры (рис. 2, a) и образование внутреннего гало вблизи первичного пятна на картине микродифракции (рис. 2, b) способствуют ускорению формирования нанокристаллической структуры в сплаве и, как следствие, ведут к улучшению магнитных характеристик.

В таблице представлена зависимость H_c нанокристаллического образца сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$, измеренного в статическом и динамическом режимах перемагничивания, от времени выдержки при нанокристаллизующем отжиге с предварительным низкотемпературным отжигом при температуре $400^\circ C$. Из таблицы видно, что отжиг при температуре $540^\circ C$ в интервале времени от 5 min до 1.5 h в статическом режиме перемагничивания приводит к минимальным значениям H_c . Однако, динамические свойства сплава после нанокристаллизации при температуре $540^\circ C$ в течение 5 min не являются оптимальными по сравнению с отжигом при температуре $540^\circ C$ в течение 0.5–1.5 h. Нанокри-

Зависимость H_c (A/m) от времени выдержки (t) при отжиге $540^\circ C$ (с предшествующим низкотемпературным отжигом) в статическом и динамическом режимах перемагничивания. Сплав $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$.

Частота перемагничивания, f, kHz	t				
	5 min	30 min	1.5 h	4.5 h	6 h
	$H_c, A/m$				
0	0.25	0.25	0.25	0.73	1.4
40	2.4	1.6	1.6	1.75	2.25
80	5.6	3.6	3.6	4.25	4.6

Примечание. Измерения H_c в статическом режиме перемагничивания проводили при $B_m = 1.0$ T, в динамическом режиме перемагничивания при $B_m = 0.5$ T.

сталлизация сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ при температуре $540^\circ C$ в течение 0.5–1.5 h обеспечивает наилучшие и статические, и динамические магнитные свойства. В результате этой обработки нанокристаллический сплав $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ имеет уникальные магнитомягкие свойства: $H_c \leq 0.3$ A/m, $\mu_0 = 60\ 000$. При увеличении времени выдержки свыше 4.5 h и статические, и динамические магнитные свойства нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ ухудшаются. Исследование микроструктуры сплава показало, что наблюдаемое ухудшение свойств связано с увеличением размера нанофаз от 7–10 до 25–30 nm.

На рис. 3 представлены статические петли гистерезиса нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ после комплексной обработки: отжига при температуре $400^\circ C$ в течение

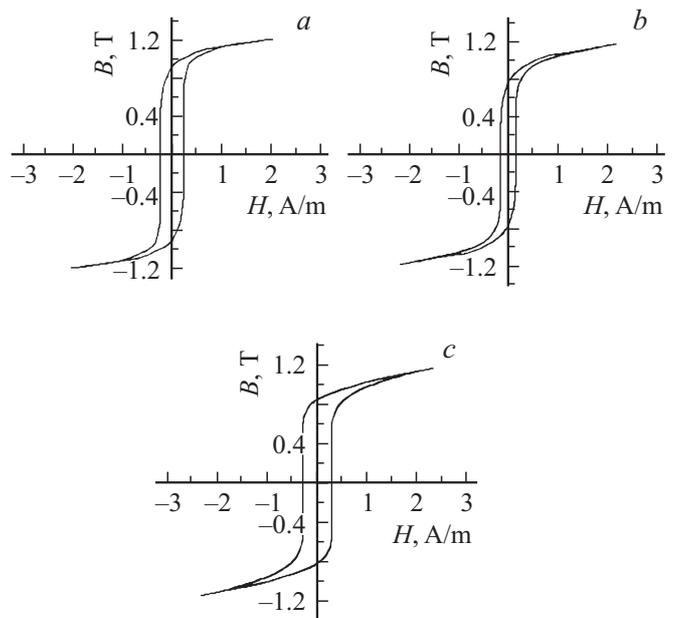


Рис. 3. Петли гистерезиса образцов нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ после разных ТМО: a — ТМО в переменном поле ($f = 50$ Hz), b — ТМО в переменном поле ($f = 80$ kHz), c — ТМО в постоянном магнитном поле.

30 min и последующего отжига при температуре 540°C в течение 30 min в магнитном поле. Видно, что ТМО в магнитном поле, изменяющемся с частотой 80 kHz, приводит к округлым петлям гистерезиса с наиболее низкой H_c . ТМО в постоянном магнитном поле повышает H_c по сравнению с ТМО в переменных ($f = 50\text{ Hz}$ и $f = 80\text{ kHz}$) магнитных полях. Наблюдаемое изменение магнитных свойств в образцах объясняется следующим образом. При отжиге образца в переменном магнитном поле ($f = 80\text{ kHz}$) магнитная индуцированная анизотропия не возникает, так как при частотах перемагничивания выше 50 kHz перемагничивание осуществляется путем неоднородного вращения намагниченности, и стабилизация доменной структуры не происходит [10]. Поэтому в результате этой обработки петля гистерезиса имеет округлую форму с низкой коэрцитивной силой. ТМО нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ в постоянном магнитном поле приводит к возникновению одноосной магнитной анизотропии и закреплению доменных границ. Эффект стабилизации доменной структуры, уменьшающий подвижность границ доменов при перемагничивании, негативно сказывается на гистерезисных свойствах. После ТМО в переменном поле (50 Hz) петля гистерезиса менее прямоугольная и с меньшей H_c по сравнению с гистерезисными характеристиками образца после ТМО в постоянном поле. Это связано с разной величиной магнитной одноосной анизотропии, возникающей при ТМО в постоянных и переменных магнитных полях.

Аналогичные результаты получены и для нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$.

Изучена температурно-временная стабильность магнитных свойств нанокристаллических сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ и $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$. Обнаружено, что более высокой температурно-временной стабильностью обладает нанокристаллический сплав $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$. Магнитные свойства, а именно начальная магнитная проницаемость μ_0 и коэрцитивная сила H_c нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ после испытания при температуре 180°C в течение 60 h в различных средах (как в вакууме, так и на воздухе) практически не изменяются: $\Delta\mu_0/\mu_0 \leq 3\%$, $\Delta H_c/H_c \leq 3\%$. Для нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ изменение магнитных свойств $\Delta\mu_0/\mu_0$, $\Delta H_c/H_c$ после испытания при температуре 180°C в течение 60 h в вакууме составляет 7–10%. На рис. 4 приведены зависимости H_c нанокристаллических сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (кривая 1) и $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (кривая 2) после испытания при температуре 250°C от времени выдержки в вакууме. Видно, что H_c сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ практически не изменяется даже после испытания при достаточно высокой температуре. Рис. 4 подтверждает, что нанокристаллический сплав $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$

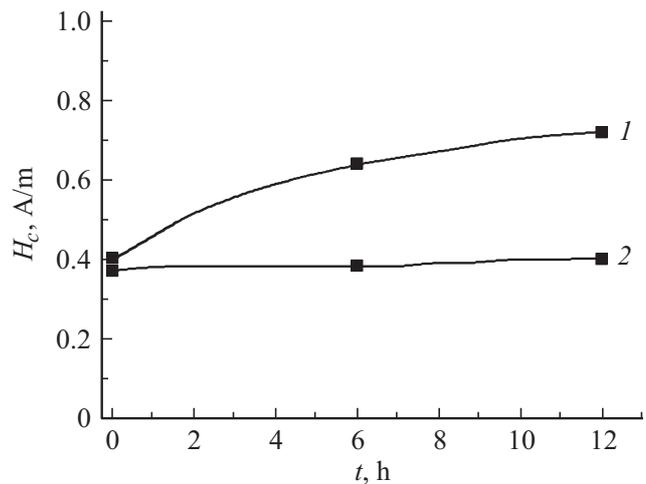


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы нанокристаллических сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (1), $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (2) после испытания при температуре 250°C от времени выдержки.

имеет повышенную термическую стабильность по сравнению с нанокристаллическим сплавом $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$. Были измерены зависимости динамических (при частоте $f = 400\text{ Hz}$) магнитных свойств (максимальной B и остаточной b_r индукций, коэрцитивная сила H_c , а также потерь $P_{0.75/400}$, соответствующих 0.75 Т и частоте 400 Hz) сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ от времени выдержки в вакууме в процессе испытания при температуре 250°C . Было установлено, что значения $B = 0.7\text{ T}$, $B_r = 0.58\text{ T}$, $P_{0.75/400} = 0.3\text{ W/kg}$ и $H_c \approx 21\text{ A/m}$ остаются постоянными в течение 5 h отжига. Проведенные измерения показывают термическую стабильность сплава при температуре эксплуатации 250°C .

Исследование микроструктуры сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ показало (рис. 5, a, b), что повышенная температурно-временная стабильность магнитных свойств обусловлена выделением нанофаз: зерен — основы сплава размером 6–10 nm и образовавшихся частиц фаз, в первую очередь Fe_2Si размером примерно больше 1 nm, а также, возможно, выделений, связанных с бором. На негативе электронограммы сплава после обработки, состоявшей из нагрева при 400°C в течение 30 min с последующим отжигом при 540°C длительностью 5 min (рис. 5, b) очень слабо видны вблизи первичного пятна две кольцевые линии (100) и (011) гексагональной фазы Fe_2Si . К сожалению, на приведенной электронограмме они проявляются слабо. Это указывает на то, что температура второго отжига низка для выделения достаточного количества и размера фазы Fe_2Si , способного образовывать яркие линии (100) и (011). Действительно, когда температуру второго отжига повысили до 570°C в

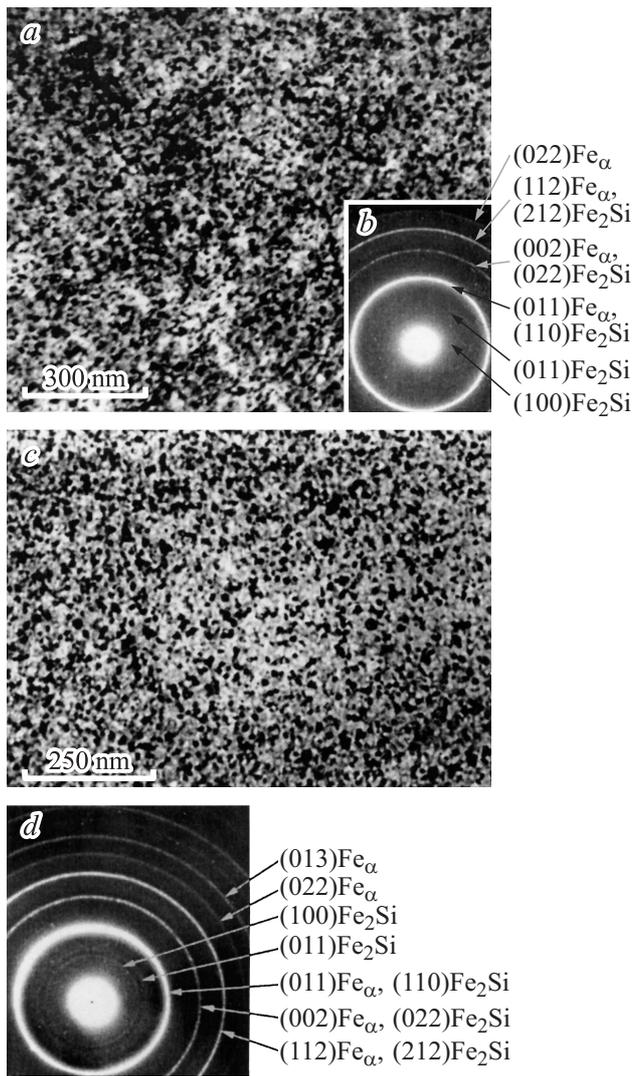


Рис. 5. Электронно-микроскопический снимок структуры (a) и картина микродифракции (b) нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ после отжига при температуре $400^\circ C$ в течение 30 min и последующего отжига при температуре $540^\circ C$ в течение 30 min.

течение 3 min (рис. 5, c, d), на электронограмме стали достаточно хорошо видны эти линии. Самые сильные по интенсивности линии Fe_2Si совпадают с интенсивной линией $(001)Fe_\alpha$.

Крупные частицы на светлопольном изображении структуры (рис. 5, a, c) относятся, как правило, к зернам основы сплава, а мелкие к зернам новых фаз. Из термодинамики известно, что частицам новых фаз легче всего образовываться на различного рода дефектах структуры, какими прежде всего являются границы зерен, обладающие повышенными искажениями и напряжениями. Вновь возникающая фаза понижает напряжения и служит препятствием для роста матричных (основы сплава) зерен.

Заключение

Обнаружено, что предварительный низкотемпературный ($400^\circ C$) отжиг при последующей нанокристаллизации значительно улучшает магнитные свойства нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$.

Изучено влияние условий термомагнитных обработок на магнитные характеристики нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$. Показано, что, варьируя частоту магнитного поля при ТМО, можно получать материал с требуемыми магнитными свойствами.

Показано, что нанокристаллический сплав $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ имеет уникальные магнитные свойства ($H_c \leq 0.3 A/m$) и повышенную температурно-временную стабильность магнитных характеристик. Магнитные свойства после испытания при температуре $180^\circ C$ в течение 60 h практически не изменяются.

Установлено, что повышенная температурно-временная стабильность магнитных свойств нанокристаллического сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{1.5}Mo_{1.5}Si_{13.5}B_9$ обусловлена выделением в сплаве нанофазы $Fe(Nb,Mo)B$, которая имеет высокую термическую устойчивость и затрудняет рост основной нанофазы $\alpha-Fe-Si$.

Сплавы, имеющие высокую магнитную мягкость и повышенную температурно-временную стабильность, могут быть использованы в устройствах, работающих в экстремальных условиях, например, при высоких температурах.

Работа выполнена по программе ОФН РАН (грант № 12-Т-2-1007), а также проекта РФФИ 11-01-00931.

Список литературы

- [1] *Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K.* // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 64. N 10. P. 6044–6046.
- [2] *Herzer G.* // JMMM. 1994. Vol. 133. P. 248–250.
- [3] *Suzuki K., Herzer G.* // Scripta Materialia. 2012. Vol. 67. P. 548–553.
- [4] *Okumura H., Laughlin D.E., McHenry M.E.* // JMMM. 2003. Vol. 267. P. 347–356.
- [5] *Лукишина В.А., Дмитриева Н.В., Носкова Н.И. и др.* // ФММ. 2002. Т. 93. № 6. С. 41–49.
- [6] *McHenry M.E., Willard M.A., Iwanabe H. et al.* // Bull. Mater. Sci. 1999. Vol. 22. N 3. P. 495–501.
- [7] *Kulik T., Wlazlowska A., Ferenc J., Latuch J.* // IEEE Transactions on Magnetics. 2002. Vol. 38. N 5. P. 3075–3077.
- [8] *Kowalczyk M., Ferenc J., Kulik T.* // J. Electric. Engineering. 2004. Vol. 55. N 10/S. P. 24–27.
- [9] *Gercsi Zs., Mazaleyrat F., Varga L.K.* // JMMM. 2006. Vol. 302. P. 454–458.
- [10] *Conde C.F., Conde A.* // Rev. Adv. Mater. Sci. 2008. Vol. 18. P. 565–571.
- [11] *Filippov B.N., Potapov A.P., Shulika V.V.* // Function. Material. 2012. Vol. 19. N 1. P. 27–32.
- [12] *Zhang X.Y., Zhang J.W., Xiao F.R., Liu J.H., Zhang K.J., Zheng Y.Z.* // J. Mater. Res. 1998. Vol. 13. N 11. P. 3241–3246.

- [13] *Yoshizawa Y., Yamauchi K.* // *Mater. Sci. Eng.* 1991. Vol. A133. P. 176.
- [14] *Muller M., Mattern N.* // *J. Magn. Magn. Mater.* 1994. Vol. 136. P. 79.
- [15] *Носкова Н.И., Шулика В.В., Лаврентьев А.Г., Потапов А.П., Корзунин Г.С.* // *ЖТФ*, 2005. Т. 75. Вып. 10. С. 61–65.
- [16] *Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Филиппов Б.Н., Потапов А.П., Шулика В.В.* // Патент РФ № 2406769. 2010. Бюл. № 35.