

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 669.1'25'782'781:537.622.4

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, НАНОКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО В ПРИСУТСТВИИ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

© 2019 г. В. А. Лукшина^{a, b, *}, Н. В. Дмитриева^a, Е. Г. Волкова^a, Д. А. Шишкин^{a, b}

^aИнститут физики металлов УрО РАН, 620108 Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

^bУральский федеральный университет, 620083 Россия, Екатеринбург, пр. Ленина, 51

*e-mail: lukshina@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 12.07.2018 г.

После доработки 04.09.2018 г.

Принята к публикации 23.10.2018 г.

Рассмотрено влияние введения 10 ат. % Ni за счет Fe в классический Файнмет ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$) на его магнитные свойства после нанокристаллизующего отжига в присутствии растягивающей нагрузки и без нее. Показано, что в сплаве $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ после термомеханической обработки наводится магнитная анизотропия с направлением легкого намагничивания поперек оси ленты (поперечная наведенная магнитная анизотропия) так же, как и в сплаве без Ni. Установлено, что введение 10 ат. % Ni в классический Файнмет практически не влияет на величину константы наведенной магнитной анизотропии при термомеханической обработке и замедляет процесс наведения магнитной анизотропии при $\sigma \leq 200$ МПа. В сплаве с никелем при нанокристаллизующем отжиге (520°C) как в присутствии растягивающей нагрузки, так и без нее с увеличением продолжительности отжига от 1 до 4 ч наблюдается рост коэрцитивной силы сплава более, чем в 200 раз, в то время как коэрцитивная сила сплава без никеля практически не изменяется. Скорее всего, это связано с появлением новых структурных компонент в сплаве в процессе отжига после введения в него никеля.

Ключевые слова: Файнмет с добавкой никеля, нанокристаллизующий отжиг, термомеханическая обработка, магнитные свойства, магнитная анизотропия

DOI: 10.1134/S0015323019040077

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время аморфно-нанокристаллические сплавы, имеющие уникальный комплекс физико-механических свойств, широко применяются в различных областях промышленности. Магнитомягкие аморфные и нанокристаллические сплавы заметно превосходят по своим магнитным характеристикам кристаллические аналоги. Любые новые подходы, способствующие изменению магнитных свойств [1, 2], выявлению дополнительных процессов, происходящих в процессе кристаллизации материала из аморфного состояния [3], вызывают огромный интерес исследователей. В последнее время появились работы, в которых предлагается в классический Файнмет на основе Fe [4–7] или Fe–Co [8] вводить никель, как элемент, способный улучшить коррозионную стойкость и механические свойства.

Как показано в работах [4–6], введение никеля в классический Файнмет приводит к изменению фазового состава сплава, меняет температуру кристаллизации.

В работах [6–8] для сплавов на основе железа и железа–кобальта выполнено подробное исследование влияния содержания никеля в них на величину намагниченности сплавов. Так, увеличение содержания никеля до 10 ат. % в сплаве на основе Fe–Co [8] снижает намагниченность насыщения сплава на 22%. В работе [6] для сплава $\text{Fe}_{72.5-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{1.1}\text{Nb}_{1.9}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14.3}\text{B}_{8.7}$ ($x = 0–12.7$ ат. %) показано, что с увеличением содержания никеля индукция в аморфном (B_{2000}), и в нанокристаллическом (B_{800}) состоянии сплава возрастает и достигает максимума при введении в сплав 3 ат. % никеля. С увеличением содержания никеля в сплаве более 6 ат. % максимальная индукция (B_m) снижается по сравнению с исходным состоянием (без никеля). Для сплава с 12.7 ат. % Ni уменьшение B_m составляет примерно 11%. В работе [7] в сплаве $\text{Fe}_{78.8-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{0.6}\text{Nb}_{2.6}\text{Si}_9\text{B}_9$ отмечается монотонное уменьшение B_{800} с ростом содержания никеля от 0 до 20 ат. %.

В результате исследования влияния никеля на индуцированную магнитную анизотропию, возникающую в сплавах $\text{Fe}_{72.5-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{1.1}\text{Nb}_{1.9}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14.3}\text{B}_{8.7}$

($x = 0-12.7$ ат. %) [6] и $\text{Fe}_{78.8-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{0.6}\text{Nb}_{2.6}\text{Si}_9\text{B}_9$ [7] при нанокристаллизующем отжиге (НО) в присутствии магнитного поля, обнаружено, что введение никеля в концентрации до 6 ат. % в первый сплав и до 20 ат. % во второй сплав повышает константу наведенной магнитной анизотропии (НМА) примерно в 3 раза. Увеличение содержания никеля в этих сплавах (соответственно, более 6 и 10 ат. %) приводит к росту коэрцитивной силы [6, 7] и потерь на перемагничивание [7], что является ухудшением магнитных свойств для магнитомягких материалов. Ухудшение магнитных свойств с ростом содержания никеля в первом сплаве [6] связывают с возможным формированием в процессе НО (550°C 1 ч) тетрагональной фазы. Рост коэрцитивной силы с увеличением содержания никеля от 10 до 20 ат. % во втором сплаве после НО при 530°C 1 ч в присутствии поперечного магнитного поля [7] объясняют ростом размера зерна, наблюдаемом на структурных снимках второго сплава.

В работе [10] по поведению петель гистерезиса для сплавов $\text{Ni}_x\text{Fe}_{73.5-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ ($x = 5, 10, 20$) качественно показано, что НО в присутствии растягивающих напряжений (термомеханическая обработка, ТМехО) приводит к возникновению в них поперечной магнитной анизотропии. Но не были сделаны оценки константы наведенной анизотропии.

Целью настоящей работы было исследование влияния 10 ат. % никеля, введенных вместо железа в классический Файнмет, на магнитные свойства и магнитную анизотропию сплава $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, нанокристаллизованного в присутствии растягивающих напряжений.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследуемый сплав в виде ленты толщиной 20 мкм, шириной 1 мм был получен в аморфном состоянии методом закалки из расплава на вращающийся массивный диск. Исследуемый сплав и классический Файнмет проходили НО и ТМехО, совмещенную с НО, на воздухе. Исходя из данных по исследованию магнитных свойств и структуры сплава, Файнмет классического состава и с добавкой Со за счет Fe [11, 12], температура НО исследуемого сплава была выбрана равной 520°C . Эта температура близка к нижнему пределу температурного интервала ($510-570^\circ\text{C}$), в котором происходит кристаллизация классического Файнмета на наноуровне. Продолжительность НО варьировали от 10 мин до 4-х ч, величина растягивающих напряжений σ в процессе ТМехО составляла 200 и 290 МПа. Термомеханическую обработку проводили в вертикальной печи, нагружение статическое, охлаждение до комнатной температуры осуществляли в присутствии нагрузки вместе с печью.

Магнитное состояние полосовых образцов длиной 100 мм контролировали по петлям гистерезиса, измеренным вдоль длинной стороны образца в полях до ± 16000 А/м в открытой магнитной цепи с помощью гальванометрического компенсационного микровеберметра Ф-190. Для образцов, прошедших НО без растягивающей нагрузки, из петель гистерезиса были определены коэрцитивная сила H_c , максимальная индукция B_m , остаточная индукция B_r и отношение B_r/B_m . Погрешности измерения магнитных свойств составляли 3% для H_c и 7% для B_r и B_m . Для образцов с поперечной магнитной анизотропией в результате ТМехО из петель гистерезиса помимо H_c и B_m оценивали константу наведенной магнитной анизотропии $K_u = -0.5 \times M_s \times H_s$, где M_s – намагниченность насыщения, H_s – поле насыщения. Погрешность определения K_u составляла 10%.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Выбранная температура НО позволяет подробно проследить изменения магнитных свойств исследуемого сплава с увеличением продолжительности нанокристаллизующего отжига.

На рис. 1 приведены петли гистерезиса образцов исследуемого сплава после НО различной продолжительности. Для образцов, прошедших кристаллизацию в течение 10, 30 и 60 мин, петли гистерезиса практически не отличаются друг от друга, поэтому на рис. 1а приведены петли гистерезиса после НО и ТМехО продолжительностью только 30 мин. Из сравнения петель гистерезиса после НО (1) и после ТМехО (2 и 3) видно, что в исследуемом сплаве (как и в сплаве без никеля [9]) в процессе ТМехО наводится поперечная магнитная анизотропия. Петли гистерезиса, измеренные вдоль ленты, становятся наклонными с постоянной проникаемостью в широком диапазоне магнитных полей. Причем величина проникаемости и диапазон магнитных полей, в котором проникаемость постоянна, определяются величиной растягивающих напряжений в процессе обработки [9].

Изменение магнитных свойств H_c , B_r/B_m и B_{8000} исследуемого сплава с увеличением продолжительности НО представлены на рис. 2а–2в соответственно (кривые 2). На этом же рисунке для сравнения приведены магнитные свойства классического Файнмета (кривые 1), прошедшего НО при 520°C разной продолжительности.

Вспомним (см. введение), что для всех сплавов, рассмотренных в работах [6–8], при введении и увеличении в них содержания никеля до 10 ат. % наблюдается заметное уменьшение намагниченности.

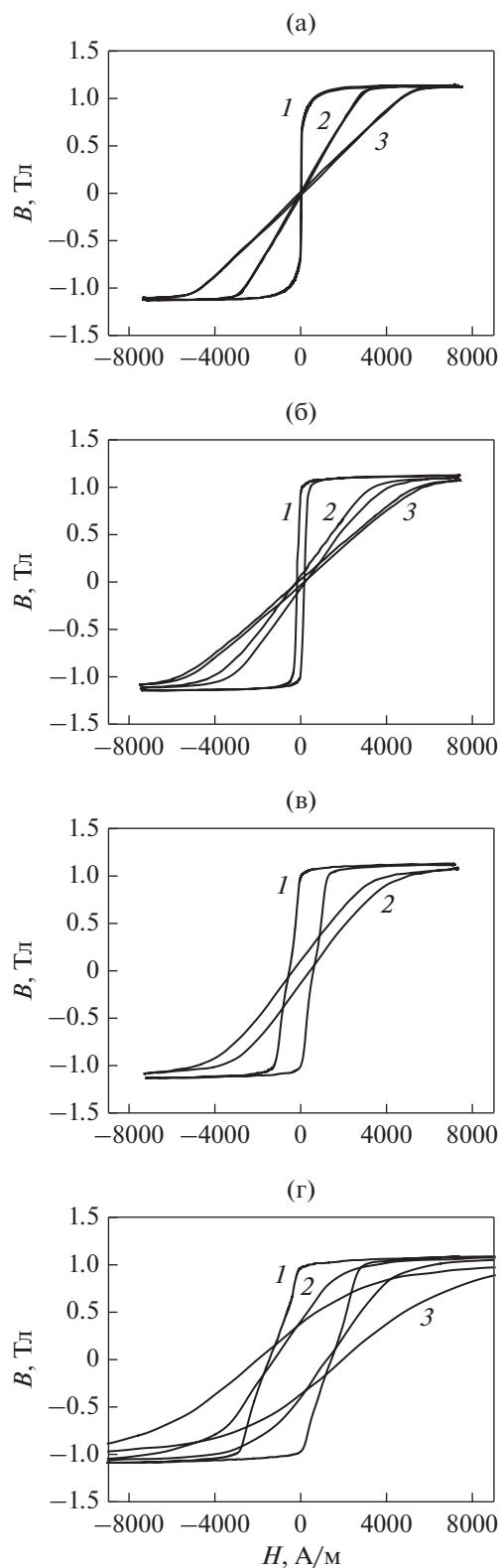


Рис. 1. Петли гистерезиса образцов исследуемого сплава после НО – 1, после ТМехО с $\sigma = 200$ и 290 МПа, соответственно 2 и 3, с выдержками: а – 10 мин; б – 2; в – 2.5 и г – 4 ч.

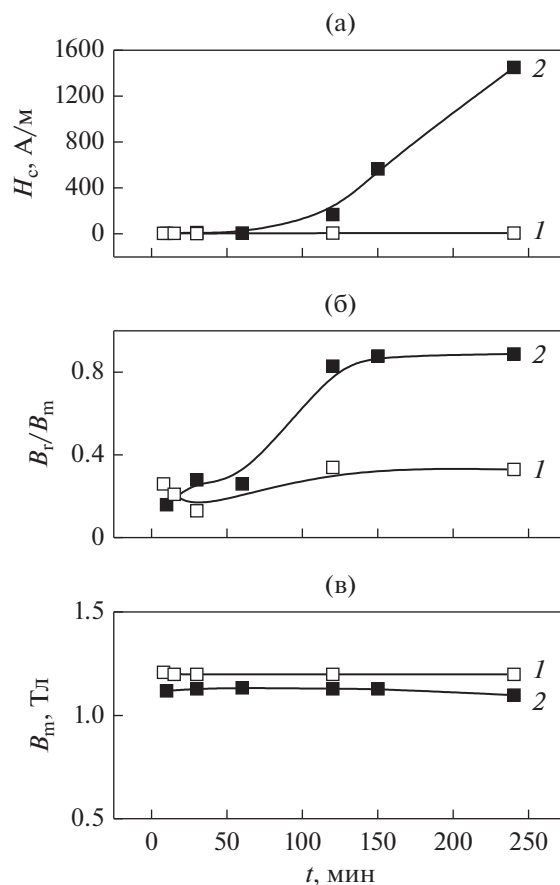


Рис. 2. Магнитные свойства H_c , B_r/B_m и B_{8000} образцов сплавов $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ (кривые 1) и $Fe_{63.5}Ni_{10}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ (кривые 2) в зависимости от продолжительности отжига при 520°C.

Обратимся к результатам настоящего исследования. Из рис. 2в видно, что максимальная индукция, измеренная в поле 8000 А/м (B_{8000}), для исследуемого сплава (кривая 2), и классического Файнмета (кривая 1) с ростом продолжительности НО практически не изменяется, но кривая 2 идет ниже кривой 1. Таким образом B_{8000} у исследованного сплава (~1.12 Тл) несколько меньше, чем у Файнмета (~1.20 Тл). Уменьшение B_{8000} за счет введения в Файнмет 10 ат. % никеля составляет примерно 7%, что не выходит за пределы погрешности измерения B_{8000} .

Однако в поведении коэрцитивной силы сплавов с никелем и без никеля (файнмете) наблюдается существенная разница. Кривая 1 (файнмет) на рис. 2а идет параллельно временной оси, H_c для продолжительностей НО 10 мин и 4 ч равна 4 и 5 А/м, соответственно. Для сплава с никелем при увеличении выдержки при НО от 10 до 60 мин кривая 2 тоже идет параллельно временной оси: H_c , соответственно, 4 и 6 А/м. Но при увеличении

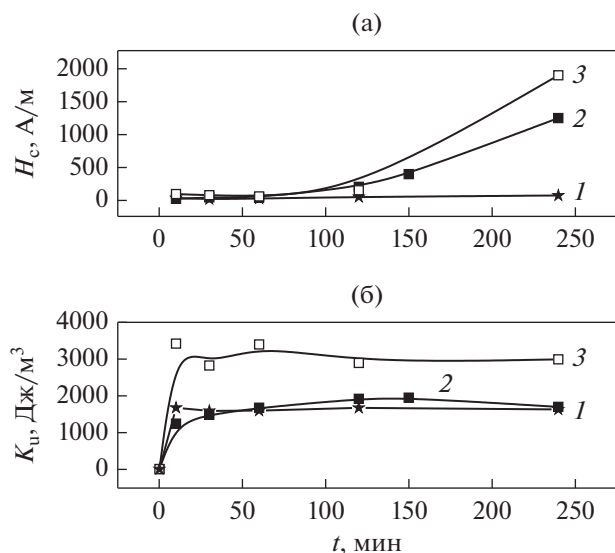


Рис. 3. Величина H_c и K_c для образцов файнмета $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ (кривые 1) и исследуемого сплава с никелем $Fe_{63.5}Ni_{10}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ (кривые 2 и 3) в зависимости от продолжительности ТМехО с $\sigma = 200$ МПа (кривые 1 и 2) и с $\sigma = 290$ МПа (кривые 3).

продолжительности НО более 60 мин наблюдается рост H_c (кривая 2). Коэрцитивная сила после НО в течение 4 ч равна 1450 А/м, т.е. H_c увеличивается более, чем в 200 раз по сравнению с продолжительностью НО 1 ч.

Аналогичные закономерности для Файнмета и сплава с никелем наблюдаются и в изменении отношения B_r/B_m с увеличением продолжительности НО (рис. 2б). У образцов Файнмета отношение B_r/B_m увеличивается в 1.3 раза с ростом выдержки при НО от 10 мин до 4 ч (кривая 1). А у образцов сплава с никелем отношение B_r/B_m увеличивается в 3 раза, причем резкий рост отношения B_r/B_m происходит при тех же продолжительностях НО, что и увеличение H_c (кривые 2, рис. 2б и 2а). Рост коэрцитивной силы может быть связан с появлением новых фаз и с возможным увеличением размера зерна в сплаве.

Как показано в работах [4, 5], введение Ni вместо Fe в классический Файнмет влияет на фазовый состав сплава. В работе [5] установлено, что фазовый состав сплавов с содержанием $Ni \geq 10$ ат. % при температурах отжига $\geq 500^\circ C$ меняется с увеличением продолжительности выдержки при кристаллизации. Вероятно, в исследуемом сплаве (выдержки до 1 ч) так же, как и в работе [5], на начальной стадии кристаллизации образуется фаза, представляющая собой неупорядоченный твердый раствор α -(Fe, Ni)Si, которая, как установлено в работе [4], не приводит к значительному изменению магнитных свойств. Для исследуемого

сплава при продолжительности НО от 10 мин до 1 ч значительного изменения магнитных свойств не наблюдается (рис. 2). С дальнейшим ростом продолжительности НО, как показано в работе [5], в сплавах наблюдается вторая стадия кристаллизации: формируется тетрагональная фаза $Fe_3NiSi_{1.5}$. Эта фаза, как установлено в работе [4], приводит к ухудшению магнитомягких свойств сплава. Для исследуемого сплава при увеличении продолжительности НО от 1 до 4 ч наблюдается резкое изменение магнитных свойств (рис. 2а, 2б). Можно предположить, что при продолжительностях НО от 1 до 4 ч имеет место вторая стадия кристаллизации и наблюдаемое изменение магнитных свойств связано с формированием тетрагональной фазы.

Рассмотрим магнитные свойства образцов исследуемого сплава с наведенной магнитной анизотропией (НМА), возникающей в процессе ТМехО. Поведение коэрцитивной силы и константы НМА представлены на рис. 3. На этом же рисунке для сравнения приведены изменение H_c и K_c Файнмета после ТМехО.

Из рис. 3а видно, что для Файнмета с ростом продолжительности ТМехО ($\sigma = 200$ МПа) коэрцитивная сила почти не изменяется, кривая 1 идет параллельно временной оси. То же самое наблюдается в поведении H_c для этого сплава с ростом продолжительности НО (рис. 2а, кривая 1). Только величина H_c после ТМехО на порядок выше коэрцитивной силы после НО. Возрастание H_c Файнмета после ТМехО, возможно, связано с наличием остаточной деформации в образцах сплава, которая возникает при нанокристаллизации в присутствии растягивающих напряжений. Так, в работах [13, 14] для нанокристаллических сплавов на основе Fe, прошедших НО в присутствии растягивающих напряжений, обнаружена остаточная деформация решетки нанокристаллов.

Для образцов исследуемого сплава, прошедших ТМехО с $\sigma = 200$ и 290 МПа в течение 10–60 мин, коэрцитивная сила практически не изменяется (рис. 3а, кривые 2 и 3). Только величина ее увеличивается по сравнению с H_c после НО (рис. 2а, кривая 2), примерно в 10 и 15 раз соответственно. Причина возрастания коэрцитивной силы после ТМехО, вероятно, та же самая, что и для Файнмета: остаточная деформация решетки нанокристаллов. Величина ее зависит от приложенных растягивающих напряжений [13, 14].

При увеличении продолжительности ТМехО от 1 до 4 ч в исследуемом сплаве наблюдается рост H_c (рис. 3а кривые 2 и 3). Причем большая нагрузка в процессе ТМехО способствует еще большему росту H_c : кривая 3 ($\sigma = 290$ МПа) идет выше кривой 2 ($\sigma = 200$ МПа). Заметим, что для образцов исследуемого сплава, закристаллизованных без нагрузки, также наблюдался рост коэрцитивной

силы при увеличении продолжительности НО от 1 до 4 ч (рис. 2а, кривая 2). Выше высказывалось предположение, что рост H_c с увеличением продолжительности НО может быть связан с формированием тетрагональной фазы [5]. Можно предположить, что и в процессе ТМехО с увеличением ее продолжительности от 1 до 4 ч тоже происходит формирование тетрагональной фазы. Можно также предположить, что и остаточная деформация решетки нанокристаллов после ТМехО для нанокристаллических сплавов на основе Fe [13, 14], и возможное увеличение размера зерна с ростом продолжительности ТМехО вносят свой вклад в увеличение H_c .

Поведение констант НМА приведено на рис. 3б. Из рисунка видно, что для образцов Файнмета (кривая 1) константа НМА достигает насыщения (1700 Дж/м^3) после ТМехО в течение 10 мин. А для образцов исследуемого сплава (рис. 3б, кривая 2) константа НМА достигает насыщения (порядка 1800 Дж/м^3) после ТМехО в течение 1 ч. Учитывая погрешность определения константы НМА (10%), можно считать, что введение 10 ат. % Ni в классический Файнмет практически не влияет на величину константы НМА. Это во-первых. Во-вторых, введение Ni в классический Файнмет замедляет процесс наведения магнитной анизотропии. В работе [6] получено, что повышение содержания никеля в сплаве $\text{Fe}_{72.5-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{1.1}\text{Nb}_{1.9}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14.3}\text{B}_{8.7}$ ($x = 0-12.7$ ат. %) более 6 ат. % снижает скорость кристаллизации в нем. Введение 10 ат. % Ni, по видимому, уменьшает скорость кристаллизации в исследуемом сплаве по сравнению с Файнметом, и поэтому для того, чтобы K_u достигла насыщения, требуется ТМехО с большей выдержкой.

Из рис. 3б (кривая 3) видно, что для $\sigma = 290 \text{ МПа}$ в процессе ТМехО константа НМА в образцах исследуемого сплава достигает насыщения после ТМехО в течение 10 мин так же, как и в образцах классического Файнмета (кривая 1). Ранее для классического Файнмета [11] установлено, что растягивающие напряжения, приложенные при НО, ускоряют кристаллизацию в сплаве. Вероятно, увеличение величины растягивающих напряжений до 290 МПа привело к увеличению скорости кристаллизации и, следовательно, к росту объемной доли кристаллической фазы, ответственной за НМА. Это обеспечило достижение константой НМА насыщения после ТМехО продолжительностью всего лишь 10 мин.

Из результатов структурных исследований, опубликованных в работах [4, 5], следует, что в классическом Файнмете с введением Ni меняется состав структурных компонент и появляются новые фазы.

В настоящей работе исследуемый сплав проходил кристаллизацию в присутствии растягивающих напряжений, это могло оказать влияние на

процесс фазового расслоения в сплаве, что требует дополнительных структурных исследований.

ВЫВОДЫ

Установлено, что введение 10 ат. % никеля за счет железа в нанокристаллический сплав $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ не влияет на тип магнитной анизотропии, наведенной в процессе ТМехО. Как и для Файнмета классического состава, наводится поперечная магнитная анизотропия.

Введение в состав сплава Файнмет 10% Ni практически не влияет на величину константы НМА, но приводит к замедлению процесса наведения магнитной анизотропии при $\sigma \leq 200 \text{ МПа}$.

Показано, что в сплаве с никелем при нанокристаллизующем отжиге (520°C) как в присутствии растягивающей нагрузки, так и без нее с увеличением продолжительности отжига от 1 до 4 ч наблюдается рост коэрцитивной силы сплава более чем в 200 раз.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Магнит” № АААА-А18-118020290129-5 и проекту № 18-10-2-5 Программы УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скулкина Н.А., Иванов О.А., Мазеева А.К., Кузнецов П.А., Степанова Е.А., Блинова О.В., Михалицына Е.А. Процессы намагничивания в лентах аморфных магнитомягких сплавов // ФММ. 2018. Т. 119. № 2. С. 137–143.
2. Дмитриева Н.В., Лукшина В.А., Волкова Е.Г., Филиппов Б.Н., Потапов А.П. Магнитные свойства, термическая стабильность магнитомягкого сплава $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{88}\text{Hf}_4\text{Mo}_2\text{Zr}_1\text{B}_4\text{Cu}_1$, нанокристаллизованного в присутствии переменного магнитного поля // ФММ. 2017. Т. 118. № 10. С. 993–1000.
3. Цепелев В.С., Стародубцев Ю.Н., Зеленин В.А., Катаев В.А., Белозеров В.Я., Конашков В.В. Дилатометрический анализ процесса нанокристаллизации магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{72.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$ // ФММ. 2017. Т. 118. № 6. С. 584–588.
4. Agudo P., Vázquez M. Influence of Ni on structural and magnetic properties of $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Ni}_x\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ($0 \leq x \leq 25$) alloys // J. Appl. Phys. 2005. V. 97. P. 023901.
5. Duhaj P., Švec P., Sitec J., Janičkovič D. Thermodynamic, kinetic and structural aspects of the formation of nanocrystalline phases in $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys // Mater. Sci. Eng. 2001. V. A304–306. P. 178–186.
6. Катаев В.А., Стародубцев Ю.Н., Михалицына Е.А., Белозеров В.Я., Цынгалов Р.В. Магнитные свойства и индуцированная анизотропия в нанокристаллическом сплаве $\text{Fe}_{72.5-x}\text{Ni}_x\text{Cu}_{1.1}\text{Nb}_{1.9}\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14.3}\text{B}_{8.7}$ // ФММ. 2017. Т. 118. № 6. С. 589–594.
7. Yoshizawa Y., Fujii S., Ping D. H., Ohnuma M., Hono K. Magnetic properties of nanocrystalline FeMCuNbSiB alloys (M: Co, Ni) // Scr. Mater. 2003. V. 48. P. 863–868.

8. *Jia Y.Y., Wang Z., Shi R.-M., Yang J., Kang H.-J., Lin T.* Influence of Ni addition on structure and magnetic properties of FeCo-based Finemet-type alloys. // *J. Appl. Phys.* 2011. V. 109. P. 073917.
9. *Глазер А.А., Клейнерман Н.М., Лукишина В.А., Потанов А.П., Сериков В.В.* Термомеханическая обработка нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ // *ФММ.* 1991. № 12. С. 56–61.
10. *Iturriza N., Fernández L., Ipatov M., Vara G., Pierna A.R., del Val J.J., Chizhik A., Conzález J.* Nanostructure and magnetic properties of Ni-substituted finemet ribbons // *J. Magn. Magn. Mater.* 2007. V. 316. P. e74–e77.
11. *Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Лукишина В.А., Дмитриева Н.В., Потанов А.П.* Нанокристаллический сплав $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$: структура и магнитные свойства. Часть 1. Исследование процесса кристаллизации из аморфного состояния в присутствии различных внешних воздействий // *ФММ.* 2001. Т. 91. № 6. С. 46–50.
12. *Дмитриева Н.В., Лукишина В.А., Волкова Е.Г., Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Потанов А.П.* Наведенная магнитная анизотропия и структура нанокристаллических сплавов Fe–Co–Cu–Nb–Si–B с различным содержанием кобальта. Часть 1. Магнитная анизотропия, наведенная отжигом под нагрузкой, и ее термическая стабильность // *ФММ.* 2009. Т. 107. № 4. С. 376–382.
13. *Ohnuma M., Hono K., Yanai T., Nakano M., Fukunaga H., Yoshizawa Y.* Origin of the magnetic anisotropy induced by stress annealing in Fe-based nanocrystalline alloy // *Appl. Phys. Lett.* 2005. V. 86. P. 152513-(1–3).
14. *Ершов Н.В., Лукишина В.А., Федоров В.И., Дмитриева Н.В., Черненко Ю.П., Потанов А.П.* Влияние термомагнитной и термомеханической обработки на магнитные свойства и структуру магнитомягкого нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_6\text{Nb}_3\text{B}_9\text{Cu}_1$ // *ФТТ.* 2013. Т. 55. № 3. С. 460–470.