

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ
СВОЙСТВА

УДК 669.1'25'782'781:537.622.4

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

© 2023 г. В. А. Лукшина^{а, *}, Н. В. Дмитриева^а, Е. Г. Волкова^а, Д. А. Шишкин^{а, б}

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

^б Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

Поступила в редакцию 26.06.2023 г.

После доработки 21.07.2023 г.

Принята к публикации 01.08.2023 г.

Изучено влияние введения 10 ат. % Mn 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, магнитную анизотропию и структуру после нанокристаллизующего отжига при 520°C продолжительностью от 10 мин до 4 ч в присутствии растягивающих напряжений $\sigma = 200$ МПа и без них. Показано, что в сплаве $\text{Fe}_{63.5}\text{Mn}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, как и в классическом Файнмете, отжиг в присутствии растягивающих напряжений приводит к наведению поперечной магнитной анизотропии, однако константа наведенной магнитной анизотропии уменьшается в 4 раза. Коэрцитивная сила сплава с Mn растет с увеличением продолжительности отжига как в присутствии растягивающих напряжений, так и без них, в то время как у Файнмета практически не меняется. Показано, что в сплаве с Mn уже после 10-минутных обработок наряду с твердым раствором $\alpha\text{-Fe}(\text{Si}, \text{Mn})$ и фазой Fe_3Si образуются бориды. Это приводит к изменению соотношения объемных долей компонентов структуры с отрицательной и положительной магнитострикцией, что, скорее всего, вызывает уменьшение константы наведенной магнитной анизотропии сплава с Mn. Показано также, что средний размер зерна в сплаве с Mn растет с увеличением продолжительности обработок, что совместно с образованием боридов приводит к росту коэрцитивной силы.

Ключевые слова: Файнмет с добавкой марганца, термомеханическая обработка, магнитные свойства, структура

DOI: 10.31857/S0015323023601137, EDN: EDKVHI

ВВЕДЕНИЕ

В 1988 г. авторы работы [1] впервые сообщили о нанокристаллическом (размер зерен около 10 нм) сплаве Файнмет на основе железа, кремния и бора с добавками ниобия и меди ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$). Сплав продемонстрировал рекордные магнитомягкие свойства [2–4], такие как малые потери на перемагничивание, высокую магнитную проницаемость и практически нулевую магнитострикцию. В последующем был проведен ряд исследований, в которых варьировали состав сплава с целью модификации структуры и свойств для расширения области применения. Так частичная замена железа кобальтом позволила улучшить динамические характеристики при намагничивании в поле частотой до 10 МГц [5] и повысить температурную границу стабильности магнитных свойств на 50–70°C за счет роста температуры Кюри аморфной матрицы и нанокристаллических фаз [6]. Замена железа 2–3 ат. % хрома в сплавах $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Cr}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ ($x = 0–5$) привела к

снижению коэрцитивной силы, тогда как 5 ат. % Cr уже приводит к увеличению коэрцитивной силы в несколько раз и снижению намагниченности на 20% [7]. Кроме того, магнитоимпедансный отклик также увеличивается, и его максимум смещается в сторону больших полей, что может представлять интерес для создания датчиков магнитного поля. Введение такого количества Cr способствует улучшению термической стабильности материала [8]. В некоторых работах предлагается вводить в состав классического Файнмета никель, что позволяет улучшить коррозионную стойкость и механические свойства [9–12].

Марганец также используют для частичной замены железа в Файнмете. Так, в работах [13, 14] показано, что присутствие марганца существенно влияет на температуру фазового превращения и относительные доли нанокристаллических составляющих. Высокое легирование марганцем приводит к более высоким температурам первичной кристаллизации и более низким температу-

рам вторичной. В сплаве $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Mn}_x\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ ($x = 1-15$), начиная с $x \approx 9$, температуры первичной и вторичной кристаллизации становятся близкими к $\sim 600^\circ\text{C}$. С увеличением концентрации Mn температура Кюри и намагниченность насыщения снижаются. В работе [15] исследовано влияние частичного замещения железа марганцем в быстрозакаленном сплаве $\text{Fe}_{68.5}\text{Mn}_5\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ на процесс кристаллизации и магнитные свойства. Тонкая нанокристаллическая структура, состоящая из обогащенных железом ОЦК-нанозерен, окруженных остаточной аморфной матрицей, была получена после отжига при $550-600^\circ\text{C}$. Результаты указывают на значительную роль атомов Mn в формировании магнитных свойств сплава. Миграция атомов Mn к границам зерен сопровождается ослаблением обменной связи между кристаллической и аморфной фазами, что способствует повышению магнитной твердости нанокристаллического сплава. Результаты работы [16] свидетельствуют о том, что влияние замещения Mn на кинетику кристаллизации в $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Mn}_x\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ ($x = 1-7$) не единообразно. Размер зерна показал почти плавное увеличение с ростом содержания Mn. Однако энергия активации не демонстрировала такой же тенденции, а скорее имела изменения колебательного типа с изменением содержания Mn.

Представленная работа направлена на изучение и сравнение магнитных свойств и структуры сплава $\text{Fe}_{63.5}\text{Mn}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, нанокристаллизованного в присутствии растягивающих напряжений и без них. Она является продолжением серии работ по магнитным свойствам и структуре Файнмета с частичным замещением железа кобальтом [17, 18], хромом [7, 8] и никелем [19–21].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплавы $\text{Fe}_{63.5}\text{Mn}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ и $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ в виде ленты толщиной 20 мкм и шириной 1 мм получали в аморфном состоянии методом закалки из расплава на вращающийся массивный диск. Нанокристаллизующий отжиг (НО) сплавов проводили на воздухе как при наличии растягивающих напряжений (термомеханическая обработка – ТМехО), так и без них. Для проведения НО и ТМехО была выбрана температура 520°C . Эта температура близка к нижней границе интервала ($510-570^\circ\text{C}$), в котором происходит нанокристаллизация Файнмета [22], что позволяет детально отследить изменения в магнитных свойствах и структуре с увеличением продолжительности нанокристаллизующего отжига. Величина растягивающих напряжений (σ) в процессе ТМехО составляла 200 МПа. Продолжительность НО и ТМехО варьировали от 10 мин до 4 ч. ТМехО проводили в вертикальной печи, нагружение ста-

тическое; охлаждение до комнатной температуры осуществляли в присутствии нагрузки вместе с печью.

Магнитное состояние лент длиной 100 мм контролировали по петлям гистерезиса, измеряемым вдоль длинной стороны образца в полях до 16 кА/м в открытой магнитной цепи с помощью гальванометрического компенсационного микровольметра Ф-190. Для образцов, прошедших НО, из петель гистерезиса определяли коэрцитивную силу H_c , максимальную индукцию B_m (индукция в магнитном поле $H_m = 15$ кА/м), остаточную индукцию B_r и отношение B_r/B_m . Погрешности измерения составили 3% для H_c и 7% для B_r и B_m . Для образцов после ТМехО из петель гистерезиса дополнительно 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 составила 10%.

Структура сплава с марганцем и Файнмета исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 200СХ. Тонкие фольги для ПЭМ готовили методом электролитической полировки в смеси ($\text{H}_3\text{PO}_4 + \text{CrO}_3$). Оценку среднего размера зерен и построение гистограмм распределения зерен по размерам проводили по темнопольным изображениям микроструктуры. Размер зерен определяли методом секущих по 300 зерен для каждого образца.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Петли гистерезиса для образцов сплава с марганцем, подвергнутых НО и ТМехО различной продолжительности, представлены на рис. 1.

Как видно из рисунка, петли гистерезиса образцов сплава с марганцем после ТМехО наклонные. Это свидетельствует о том, что в сплаве с Mn, как и в Файнмете [23], ТМехО приводит к появлению магнитной анизотропии типа “легкая плоскость” с направлением легкого намагничивания, отклоненным от оси ленты (далее – поперечная магнитная анизотропия).

Магнитные характеристики H_c , B_r/B_m и B_m сплава с Mn, определенные из петель гистерезиса, представлены на рис. 2 в зависимости от продолжительности НО (кривые 1). Для сравнения на рисунке приведены магнитные характеристики Файнмета (кривые 2) после НО при 520°C разной продолжительности.

Из рис. 2 видно, что максимальная индукция B_m не изменяется с увеличением длительности НО и составляет примерно 0.68 Тл для сплава с Mn и 1.20 Тл для Файнмета. Таким образом, вве-

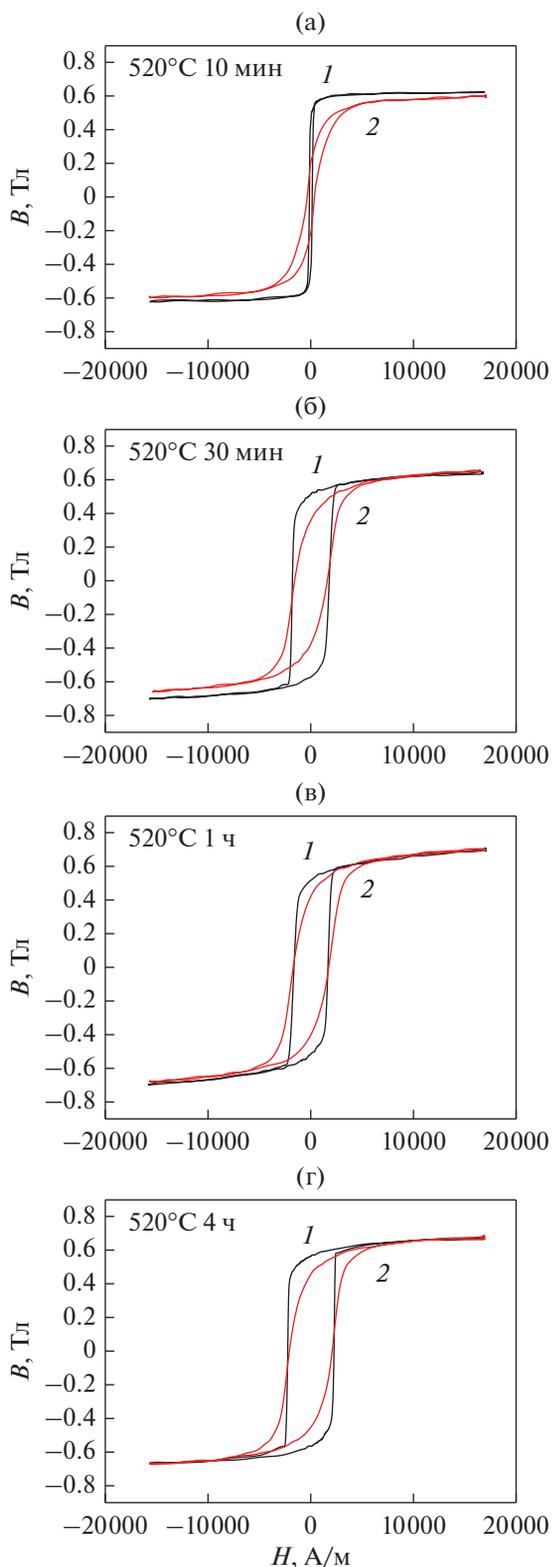


Рис. 1. Петли гистерезиса образцов сплава с Mn после НО (кривые 1), после ТМехО с $\sigma = 200$ МПа (кривые 2), в зависимости от продолжительности обработок: а – 10 мин; б – 30 мин; в – 1, г – 4 ч.

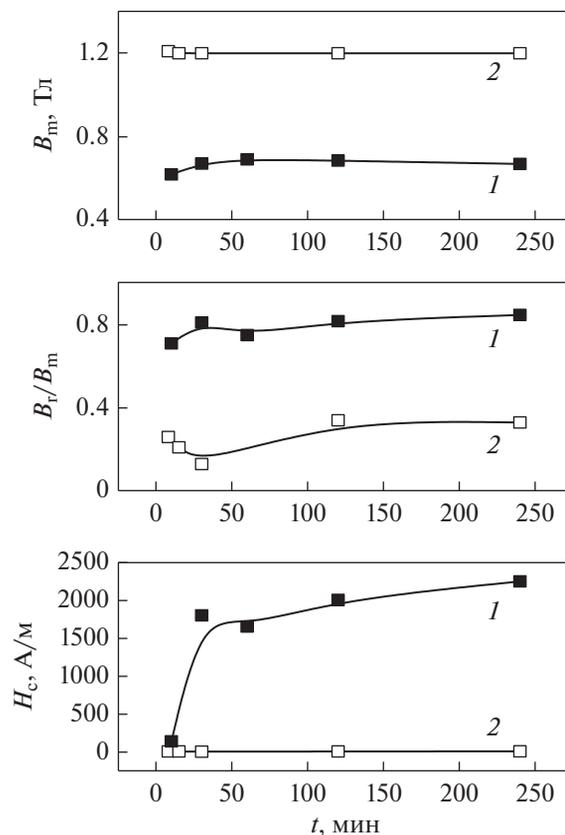


Рис. 2. Магнитные характеристики H_c , B_r/B_m и B_m образцов сплава с Mn (кривые 1) и классического Файнмета (кривые 2) в зависимости от продолжительности НО при 520°C.

дение 10 ат. % Mn в Файнмет приводит к снижению B_m примерно на 40%. Такой же результат о влиянии введения Mn в Файнмет на его намагниченность насыщения был получен в работах [14, 24]. Отношение B_r/B_m для сплава с Mn больше, чем у Файнмета, примерно в 2.5 раза.

На рис. 2 виден резкий рост H_c сплава с Mn со 140 до 1800 А/м при увеличении длительности НО от 10 до 30 мин соответственно. При дальнейшем увеличении продолжительности НО до 4 ч H_c плавно возрастает до 2250 А/м. В то же время H_c Файнмета практически не меняется при увеличении продолжительности НО от 10 мин до 4 ч и составляет 4 и 5 А/м соответственно. Коэрцитивная сила сплава с Mn после 10-минутного НО примерно в 35 раз выше, чем у Файнмета, а при продолжительности НО в диапазоне от 30 мин до 4 ч разница увеличивается до 450 раз.

Магнитные характеристики образцов сплава с Mn с наведенной магнитной анизотропией (НМА), возникающей в процессе ТМехО, представлены на рис. 3. Наряду с зависимостями коэрцитивной силы и константы НМА от продолжительности ТМехО при 520°C и $\sigma = 200$ МПа для

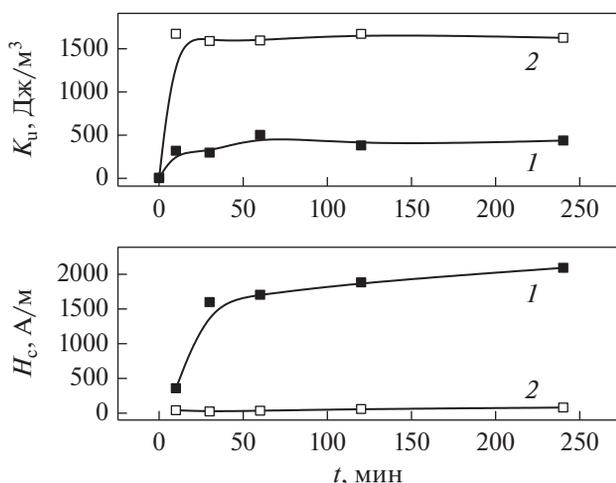


Рис. 3. Величина H_c и K_u в зависимости от продолжительности ТМехО при 520°C ($\sigma = 200$ МПа) образцов сплава с Mn (кривые 1) и классического Файнмета (кривые 2).

сплава с Mn (кривые 1), на рисунке приведены графики для Файнмета (кривые 2). Из рисунка видно, что введение 10 ат. % Mn в классический Файнмет приводит к снижению величины K_u , примерно в 4 раза (кривая 2 идет ниже кривой 1).

Значение K_u для Файнмета достигает своего максимума при данной температуре за 10 мин, а для сплава с Mn – за 1 ч. В более ранних исследованиях [13] отмечается, что при введении в Файнмет 9 ат. % Mn и более, температура первой стадии кристаллизации (формирование нанокристаллов твердого раствора на основе Fe и Si)

смещается в сторону более высоких температур. Поэтому, скорее всего, для сплава с Mn требуется больше времени для достижения константой НМА максимального при данной температуре значения.

Коэрцитивная сила сплава с Mn после ТМехО резко возрастает с увеличением продолжительности ТМехО от 10 до 30 мин (рис. 3, кривая 1) и составляет 350 и 1600 А/м соответственно. При дальнейшем увеличении продолжительности ТМехО до 4 ч H_c , как и в случае НО (рис. 2, кривая 1), плавно возрастает до ~2100 А/м. В то же время коэрцитивная сила Файнмета практически не меняется с увеличением продолжительности как НО (рис. 2, кривая 2), так и ТМехО (рис. 3, кривая 2), но в последнем случае она на порядок выше.

Структурные исследования сплава с Mn проводили на образцах, прошедших НО и ТМехО с выдержками 10, 30 мин, 1 и 4 ч. Для сравнения была исследована структура образцов Файнмета после НО и ТМехО в течение 8 мин и 4 ч. В табл. 1 представлены данные по всем выделяющимся фазам и среднему размеру зерна в сплаве с Mn и Файнмете после всех обработок.

Изображения микроструктуры, картины дифракции и гистограммы распределения зерен по размерам для сплава с Mn после НО и ТМехО при 520°C в течение 10 мин представлены на рис. 4, 5. Для сравнения на рис. 6, 7 приведены данные для Файнмета.

После НО при 520°C в течение 10 мин в структуре сплава с Mn наблюдаются нанозерна твердого раствора α -Fe(Si, Mn) (рис. 4а, 4б). На рис. 4в также видны слабые рефлексы фазы Fe_3Si и сла-

Таблица 1. Средний размер зерна (d , нм) и выделяющиеся фазы для сплава с Mn и Файнмета после НО и ТМехО различной продолжительности при 520°C

| Продолжительность НО, ТМехО, t | Средний размер зерна (d , нм) ± 2 нм | | Выделяющиеся фазы | |
|----------------------------------|---|-------|--|--|
| | НО | ТМехО | НО | ТМехО |
| Сплав с 10 ат. % Mn | | | | |
| 10 мин | 13 | 16 | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , Fe_3B |
| 30 мин | 19 | 19 | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B |
| 1 ч | 21 | 21 | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B |
| 4 ч | 23 | 24 | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B | α -Fe(Si, Mn), Fe_3Si , Fe_2B , FeB , Fe_3B |
| Классический Файнмет | | | | |
| 8 мин | 8 | 8 | α -Fe(Si), Fe_3Si | α -Fe(Si), Fe_3Si |
| 4 ч | 10 | 10 | α -Fe(Si), Fe_3Si | α -Fe(Si), Fe_3Si |

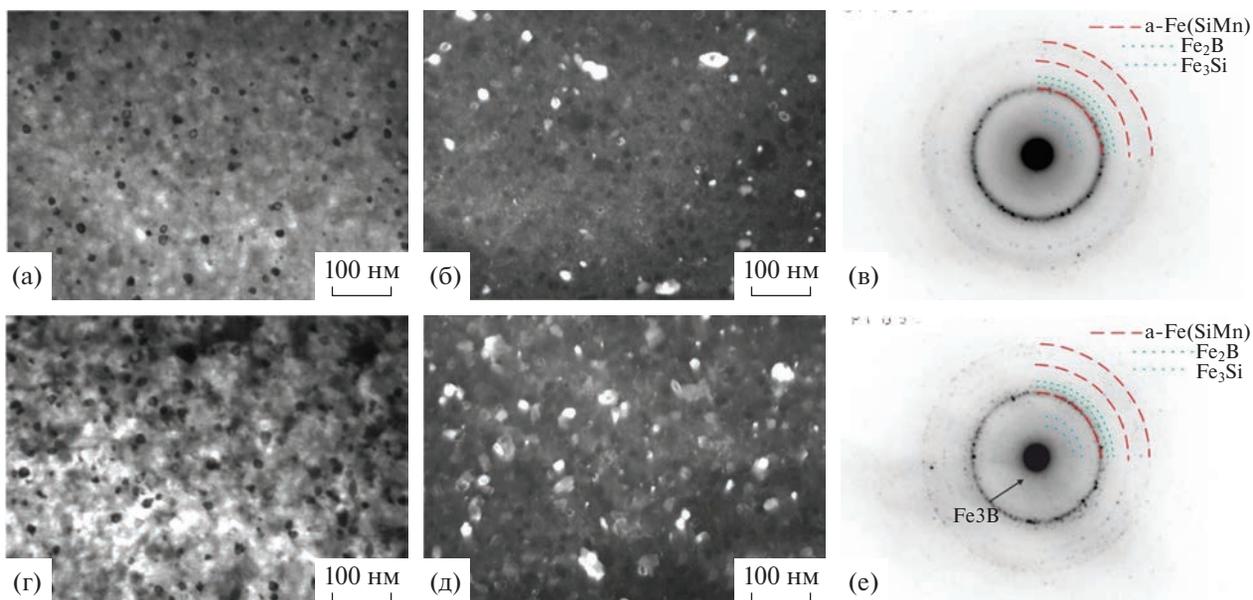


Рис. 4. Структура сплава с Mn после НО (а–в) и ТМехО (г–е) при 520°С 10 мин; а, г – светлопольные изображения; б, д – темнопольные изображения в рефлексах α -Fe(Si, Mn); в, е – картины микродифракции.

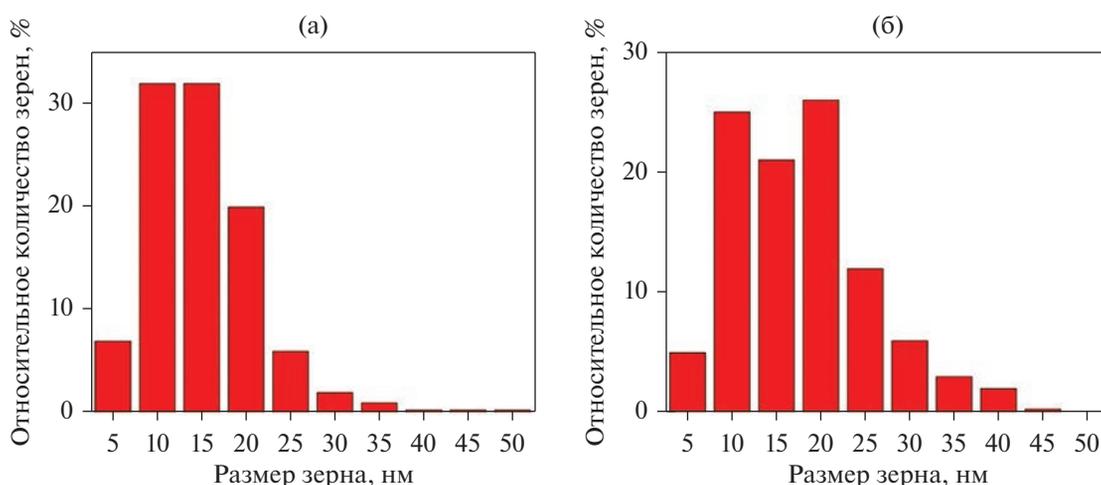


Рис. 5. Гистограммы распределения зерен по размерам сплава с Mn после НО (а) и ТМехО (б) при 520°С 10 мин.

бые кольца фазы Fe₂B. Хорошо выражена сохраняющаяся аморфная фаза (рис. 4б). Средний размер зерна составляет 13 нм (табл. 1). После ТМехО при 520°С 10 мин размер зерна увеличивается (рис. 5), количество аморфной фазы значительно уменьшается (рис. 4б, 4д). Появляется дополнительная фаза Fe₃B (рис. 4е). Это означает, что при данной продолжительности отжига наличие растягивающих напряжений ускоряет процесс кристаллизации в сплаве. Гистограммы распределения зерен по размерам показывают, что после ТМехО увеличивается доля крупных зерен (15–40 нм) (рис. 5).

Средний размер зерна составляет 16 нм. В сплаве Файнмет после НО и ТМехО при 520°С 8 мин образовались нанозерна твердого раствора α -Fe(Si) (рис. 5а–5д) с размером зерна 8 нм (табл. 1, рис. 7). На наличие Fe₃Si указывают слабые рефлексы (рис. 6в, 6е), при этом бориды не появляются. Как показано в [25], бориды в Файнмете появляются после НО при температурах выше 580°С. Все вышеизложенное свидетельствует о том, что введение Mn в состав Файнмета влияет как на фазовый состав, так и на средний размер зерна даже после минимальной выдержки 10 мин при 520°С, т.е. способствует выделению боридов

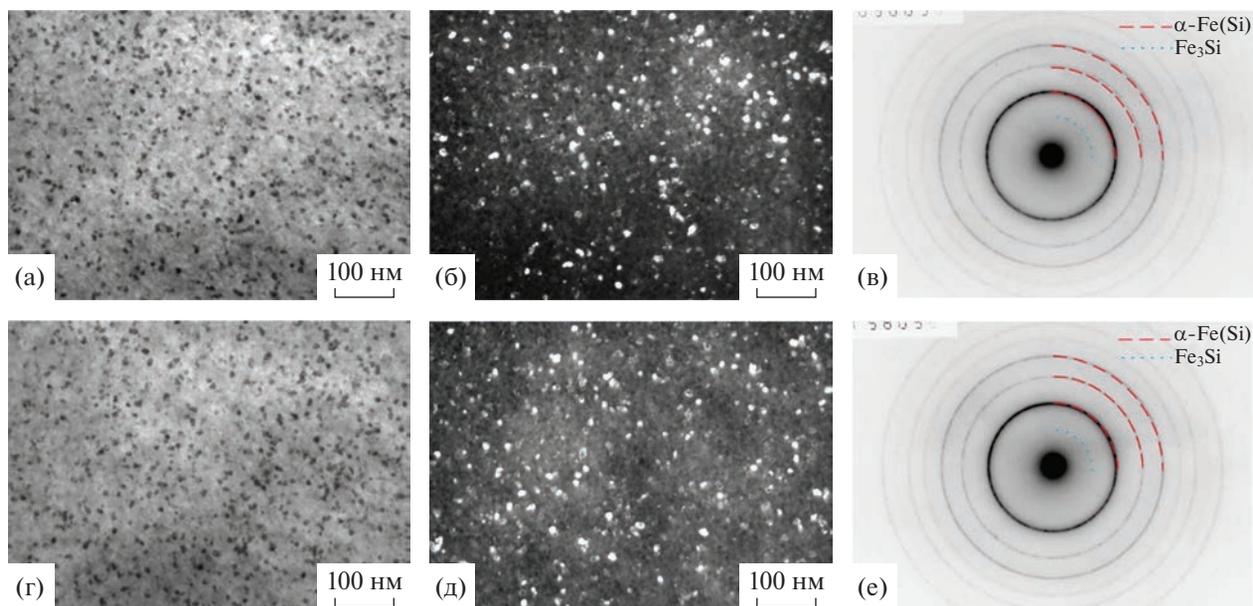


Рис. 6. Структура Файнмета после НО (а–в) и ТМехО (г–е) при 520°С 8 мин; а, г – светлопольные изображения; б, д – темнопольные изображения в рефлексах α -Fe(Si); в, е – картины микродифракции.

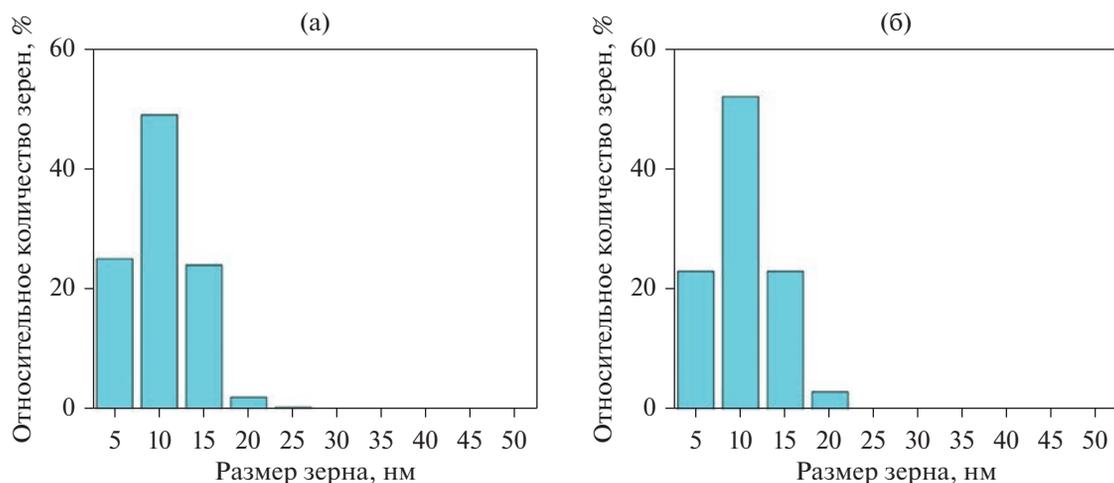


Рис. 7. Гистограммы распределения зерен по размерам Файнмета после НО (а) и ТМехО (б) при 520°С 8 мин.

Fe_2V и Fe_3V в дополнение к α -Fe(Si,Mn) и Fe_3Si . При этом средний размер зерна увеличивается примерно в 1.5 и 2.0 раза после НО и ТМехО, соответственно, а коэрцитивная сила соответственно возрастает в 35 и 9 раз. Сравнивая данные для сплава с Mn и Файнмета, можно сделать вывод, что увеличение размера зерен и выделение боридов ответственны за повышение H_c после НО и ТМехО при 520°С 10 мин. При дальнейшем увеличении продолжительности обработки до 30 мин размер зерен сплава с Mn продолжает расти в 1.5 и 1.2 раза после НО и ТМехО, соответственно. При этом появляется дополнительная фаза FeV (табл. 1). Можно констатировать, что

наблюдаемый рост H_c в этом случае снова контролируется указанными выше факторами. При увеличении продолжительности обработок до 4 ч фазовый состав сплава с Mn не меняется (табл. 1), а размер зерна постепенно увеличивается на 20 и 25% после НО и ТМехО соответственно. Коэрцитивная сила также увеличивается на 25 и 30% после НО и ТМехО, соответственно (рис. 2, рис. 3). Т.е. наблюдается корреляция между ростом коэрцитивной силы и увеличением размера кристаллитов.

Структура сплава с Mn и гистограммы распределения зерен по размерам после НО и ТМехО

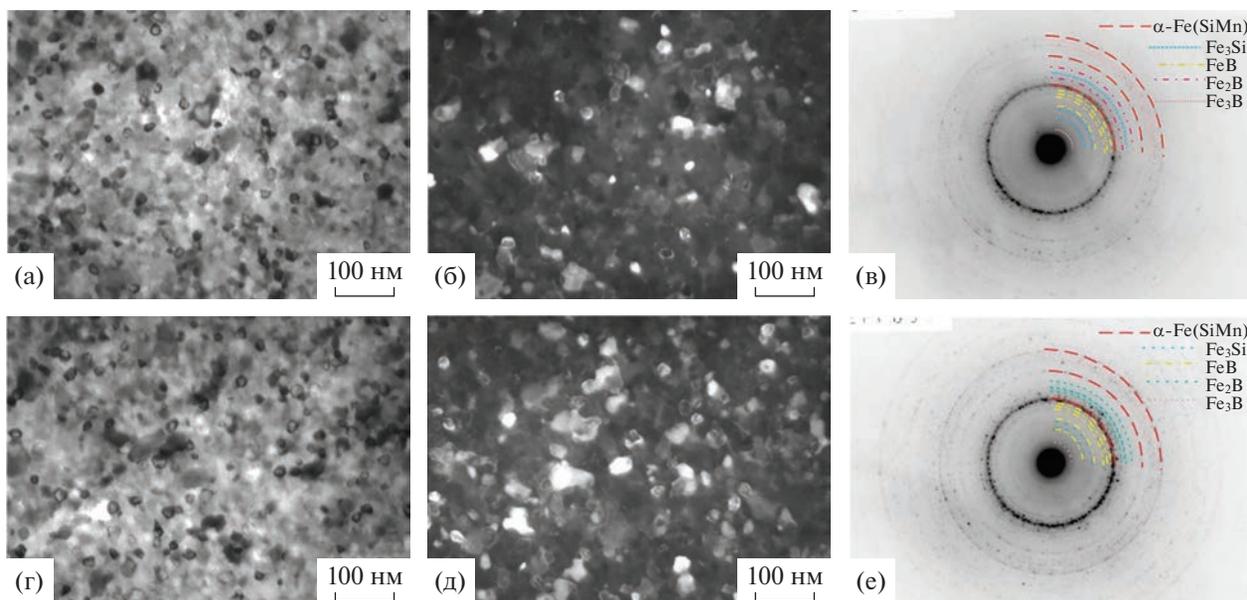


Рис. 8. Структура сплава с Mn после НО (а–в) и ТМехО (г–е) при 520°С 4 ч; а, г – светлопольные изображения, б, д – темнопольные изображения в рефлексах $\alpha\text{-Fe}(\text{Si},\text{Mn})$; в, е – картины микродифракции.

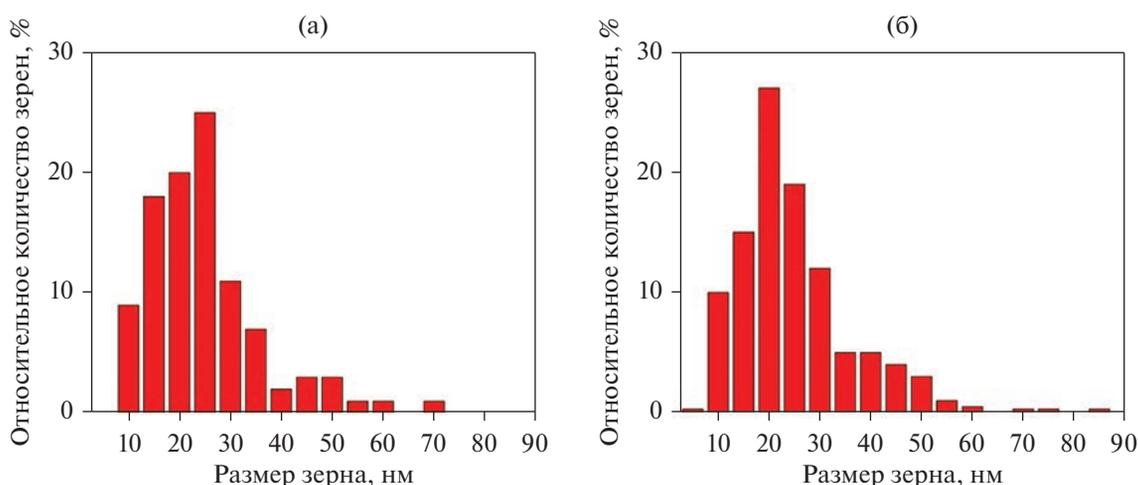


Рис. 9. Гистограммы распределения зерен по размерам сплава с Mn после НО (а) и ТМехО (б) при 520°С 4 ч.

(520°С 4 ч) представлены на рис. 8 и 9. Для сравнения данные для Файнмета приведены на рис. 10 и 11.

Как видно из рис. 8, 9, увеличение времени отжига до 4 ч приводит к дальнейшему росту зерна, при этом средний размер зерна составляет 23–24 нм, и количество крупных зерен увеличивается. Их форма уже не круглая. Фазовый состав на границах зерен заметно изменяется и, следовательно, рост зерен не тормозится. В Файнмете средний размер зерна после НО и ТМехО при 520°С 4 ч составляет 10 нм, что примерно в 2.5 раза меньше, чем в сплаве с Mn. При увеличении продолжительности отжига до 4 ч фазовый состав

не меняется и бориды не выделяются (рис. 10в, 10е и табл. 1). После таких обработок коэрцитивная сила сплава с Mn превышает коэрцитивную силу Файнмета в 450 раз после НО и в 30 раз после ТМехО, что, скорее всего, связано с размером зерна и наличием боридов. Поскольку в Файнмете при ТМехО не выпадают бориды, то рост H_c Файнмета при ТМехО связан, скорее всего, с наличием остаточной деформации, возникающей при нанокристаллизации в присутствии растягивающих напряжений [26, 27].

Как показано выше (рис. 1, рис. 3), ТМехО приводит к появлению в сплаве с Mn поперечной магнитной анизотропии, которая, как и в случае

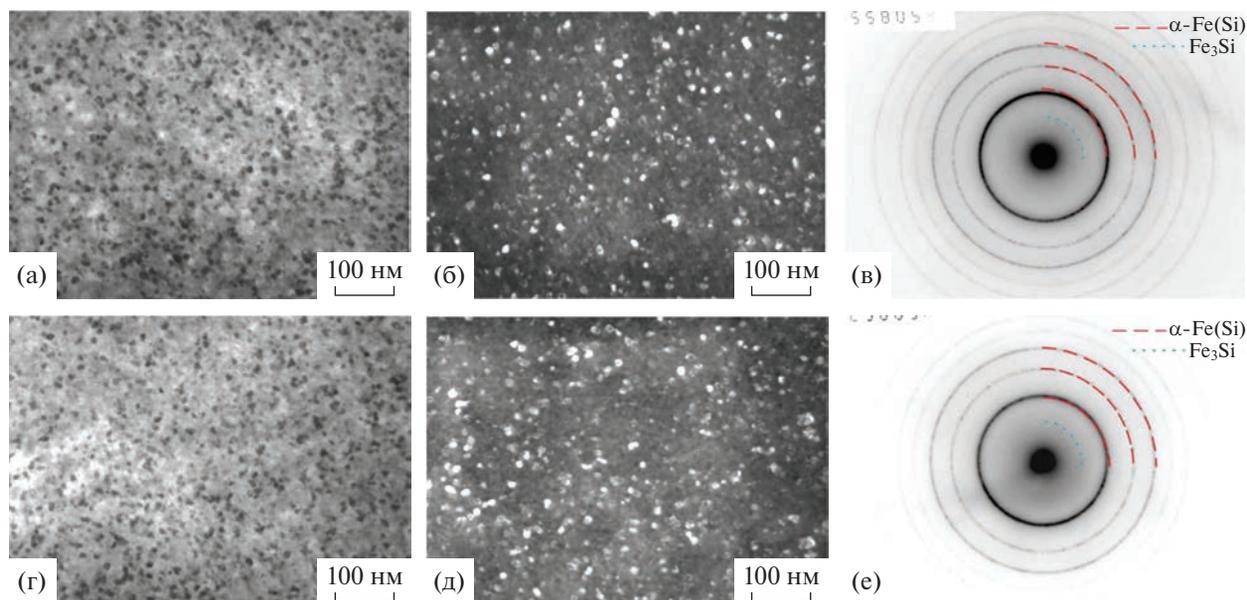


Рис. 10. Структура Файнмета после НО (а–в) и ТМехО (г–е) при 520°С 4 ч; а, г – светлопольные изображения; б, д – темнопольные изображения в рефлексах α -Fe(Si); в, е – картины микродифракции.

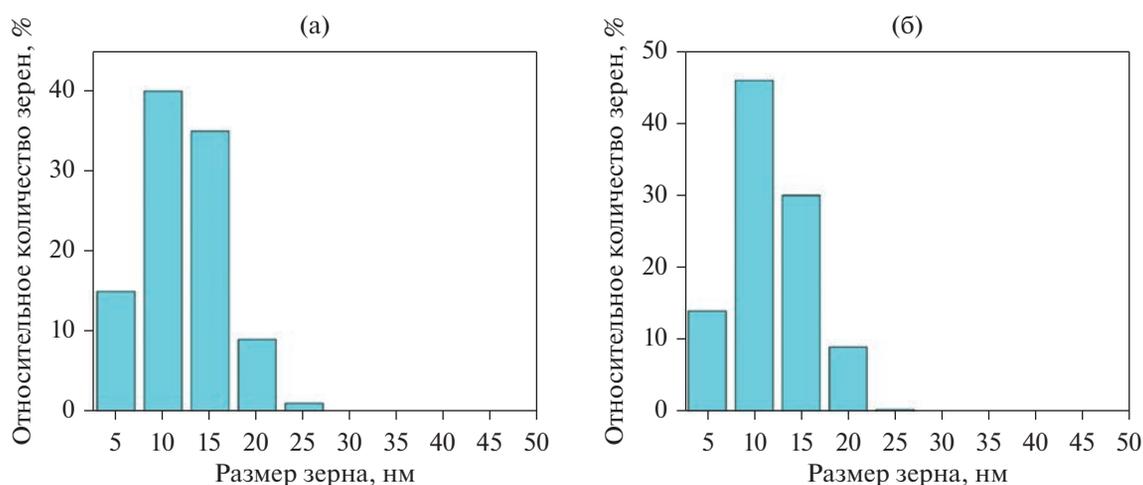


Рис. 11. Гистограммы распределения зерен по размерам Файнмета после НО (а) и ТМехО (б) при 520°С 4 ч.

Файнмета, обеспечивается компонентами структуры с отрицательной магнитострикцией: при растяжении магнитные моменты в них располагаются поперек направления растяжения.

Следовательно, НМА определяется объемной долей таких фаз и их магнитоупругими свойствами. В Файнмете это твердый раствор на основе Fe и Si с содержанием Si более 14 ат. % [28] и фаза Fe_3Si [29].

В сплаве с Mn после обработок при 520°С даже с минимальной продолжительностью (10 мин) выделяется твердый раствор α -Fe(Si,Mn), Fe_3Si -

фаза и фазы Fe_2V и Fe_3V . Фазы Fe_2V и Fe_3V имеют положительную магнитострикционную константу, а Fe_3Si – отрицательную. Количество фазы Fe_3Si незначительно, отражения на микродифракционной картине слабые. Следовательно, поперечная магнитная анизотропия индуцируется в сплаве с Mn при ТМехО за счет отрицательной магнитострикции твердого раствора α -Fe(Si,Mn) наряду с Fe_3Si . Присутствие боридов в данных объемных долях может быть причиной пониженной константы НМА в сплаве с Mn по сравнению с Файнметом.

ВЫВОДЫ

Структура и магнитные свойства сплава с Mn ($\text{Fe}_{63.5}\text{Mn}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$) исследованы и сопоставлены со свойствами классического Файнмета.

Показано, что при ТМехО в сплаве с Mn так же, как и в Файнмете, наводится поперечная магнитная анизотропия. В отличие от Файнмета, в структуре исследуемого сплава с Mn, подвергнутого отжигам при 520°C как в присутствии растягивающих напряжений, так и без них, уже после 10-минутной выдержки содержатся бориды наряду с твердым раствором $\alpha\text{-Fe}(\text{Si}, \text{Mn})$ и фазой Fe_3Si .

Показана связь структурного состояния (фазового состава) сплава с Mn с его магнитными свойствами. Так образование боридов приводит к изменению объемных долей компонентов структуры с отрицательной и положительной магнитострикцией, что, скорее всего, является причиной уменьшения константы НМА сплава с Mn по сравнению с Файнметом. Рост коэрцитивной силы сплава с Mn с увеличением продолжительности обработок связан с ростом среднего размера зерна и выделением боридов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Магнит” № 122021000034-9). Электронно-микроскопические исследования были выполнены в отделе электронной микроскопии Центра коллективного пользования “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K.* New Fe-based Soft Magnetic Alloys Composed of Ultrafine Grain Structure // *J. Appl. Phys.* 1988. V. 64. P. 6044–6046.
2. *Herzer G.* Nanocrystalline soft magnetic Alloys, in: K.H.J. Buschow (Ed.), *Hand-book of Magnetic Materials*, Vacuum-schmelze, Hanau, 1997. V. 10. P. 415.
3. *Fiorillo F., Bertotti G., Appino C., Pasquale M.* Soft Magnetic Materials, in: *Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering*, John Wiley & Sons Inc., Hoboken, 2016. P. 1.
4. *Muller M., Harada H., Warlimont H.* Magnetic Materials, in: *H. Warlimont, W. Martienssen* (Eds.), *Springer Handbook of Materials Data*, second ed. Springer International Publishing. New York, 2018. 753 p.
5. *Kolano-Burian A., Varga L.K., Kolano R., Kulik T., Szynowski J.* High Frequency soft magnetic properties of finemet modified by Co // *JMMM*. 2007. V. 316. P. e820–e822.
6. *Gercsi Zs., Mazaleyrat F., Varga L.K.* High-temperature soft magnetic properties of Co-doped nanocrystalline alloys // *JMMM*. 2006. V. 302 (2). P. 454–458.
7. *Volchkov S.O., Lukshina V.A., Zakharova A.A., Potapov A.P., Volkova E.G.* Structure, Magnetic Properties, and Magnetoimpedance of the $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Cr}_x\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ($x = 0$ to 5) Alloys // *IEEE Trans. Magn.* 2014. V. 50 (11). P. 007504.
8. *Lukshina V.A., Dmitrieva N.V., Cerderia M.A., Potapov A.P.* Stress-induced magnetic anisotropy in Fe-based nanocrystalline alloy with addition of 1–5 at. % Cr // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. V. 536S. P. S374–S376.
9. *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.
10. *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.
11. *Катаев В.А., Стародубцев Ю.Н., Михалицына Е.А., Белозеров В.Я., Цыггалов 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.
12. *Yoshizawa Y., Fujii S., Ping D.H., Ohnuma M., Hono K.* Magnetic properties of nanocrystalline FeMnCuNbSiB alloys (M: Co, Ni) // *Scr. Mater.* 2003. V. 48. P. 863–868.
13. *Brzozowski R., Wasiak M., Piekarski H., Sovak P., Uznański P., Moneta M.E.* Properties of Mn-doped FINEMET // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. V. 470. P. 5–11.
14. *Moneta M.E., Brzozowski R., Wasiak M., Uznański P.* Properties of FINEMET with Fe partially replaced by Mn // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*. 2009. V. 267. P. 411–414.
15. *Gomez-Polo C., Pérez-Landazábal J.I., Recarte V., Mendoza Zélis P., Li Y.F., Vazquez M.* Magnetic properties of Mn-doped finemet nanocrystalline alloy // *J. Magn. Mater.* 2005. V. 290–291. P. 1517–1519.
16. *Bayri N., Izgi T., Gencer H., Sovak P., Gunes M., Atalay S.* Crystallization kinetics of $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Mn}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ ($x = 0, 1, 3, 5, 7$) amorphous alloys // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2009. V. 355. P. 12–16.
17. *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 Co. Часть 1. Магнитная анизотропия, наведенная отжигом под нагрузкой, и ее термическая стабильность // *ФММ*. 2009. Т. 107. № 4. С. 376–382.
18. *Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Лукишина В.А., Волкова Е.Г., Дмитриева Н.В., Потанов А.П.* Наведенная магнитная анизотропия и структура нанокристаллических сплавов Fe–Co–Cu–Nb–Si–B с различным содержанием Co. Часть 2. Структура сплавов с наведенной магнитной анизотропией // *ФММ*. 2009. Т. 107. № 5. С. 482–489.
19. *Лукишина В.А., Дмитриева Н.В., Волкова Е.Г., Шишкин Д.А.* 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 // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 4. С. 346–351.

20. Лукшина В.А., Дмитриева Н.В., Волкова Е.Г., Шишкин Д.А. Структура 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 // ФММ. 2019. Т. 120. № 12. С. 1243–1249.
21. Лукшина В.А., Дмитриева Н.В., Волкова Е.Г., Шишкин Д.А. Магнитные свойства и структура сплава $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ с наведенной магнитной анизотропией // ФММ. 2021. Т. 122. № 6. С. 574–580.
22. Yoshizawa Y., Yamauchi K. Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // Mater. Trans. JIM. 1990. V. 31. P. 307–314.
23. Глазер А.А., Клейнерман Н.М., Лукшина В.А., Потапов 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.
24. Shishkin D.A. // Mater. Res. Express. 2019. V. 6. P. 025201.
25. Noh T.H., Lee M.B., Kim H.J., Kang I.K. Relationship between crystallization process and magnetic properties of $\text{Fe}(\text{CuNb})\text{SiB}$ amorphous alloys // J. Appl. Phys. 1990. V. 67 (9). P. 5568–5570.
26. 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).
27. Ершов Н.В., Лукшина В.А., Федоров В.И., Дмитриева Н.В., Черненко Ю.П., Потапов 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.
28. Сериков В.В., Клейнерман Н.М., Волкова Е.Г., Лукшина В.А., Потапов А.П., Свалов А.В. Структура и магнитные свойства нанокристаллических сплавов системы FeCuNbSiB после термомеханической обработки // ФММ. 2006. Т. 102. № 3. С. 290–295.
29. Черненко Ю.П., Ершов Н.В., Федоров В.И., Лукшина В.А., Потапов А.П. Рентгенодифракционные исследования структуры нанокристаллов в магнитомягких сплавах $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ до и после термомеханической обработки // ФТТ. 2010. Т. 52. № 3. С. 514–519.