

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 532.782:539.216.2:537.622.4

### 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

© 2021 г. В. А. Лукшина<sup>a, b, \*</sup>, Н. В. Дмитриева<sup>a</sup>, Е. Г. Волкова<sup>a</sup>, Д. А. Шишкин<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>b</sup>Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

Поступила в редакцию 19.06.2020 г.

После доработки 02.02.2021 г.

Принята к публикации 03.02.2021 г.

Для сплава  $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ , представляющего собой классический Файнмет с введенными в него 10 ат. % Ni за счет Fe, рассмотрено влияние температуры и продолжительности нанокристаллизующего отжига в присутствии растягивающих напряжений (термомеханическая обработка – ТМехО) на магнитные свойства, магнитную анизотропию и структуру. При всех рассмотренных температурах ТМехО (480–550°C) в исследуемом сплаве возникает наведенная магнитная анизотропия (НМА) типа “легкая плоскость”. Величина растягивающих напряжений в процессе ТМехО была равной 200 МПа. В процессе ТМехО с минимальной температурой наводится наименьшая по величине константа НМА (200 Дж/м<sup>3</sup>). Для этого требуется наибольшая из рассматриваемого диапазона продолжительность ТМехО – 4 ч. При температурах 540–550°C достаточно ТМехО в течение 10 мин для создания НМА с максимальной величиной константы ~2000 Дж/м<sup>3</sup>. Показана связь структурного состояния (фазового состава) сплава с магнитными свойствами, с НМА. Так, рост коэрцитивной силы с увеличением продолжительности ТМехО при 540–550°C (как и при 520°C) связан с появлением в сплаве тетрагональной фазы. Фаза твердого раствора  $\alpha$ -(Fe, Ni)Si и  $\text{Fe}_3\text{Si}$ -фаза формируются раньше, при продолжительности обработки 10 мин. Уменьшение константы НМА с увеличением продолжительности ТМехО при 540–550°C от 10 мин до 1 ч, скорее всего, происходит за счет изменения объемных долей структурных компонент сплава с отрицательной и положительной магнитострикцией.

**Ключевые слова:** файнмет с добавкой никеля, нанокристаллизующий отжиг в присутствии растягивающих напряжений, магнитные свойства, магнитная анизотропия, структура

**DOI:** 10.31857/S0015323021060073

#### ВВЕДЕНИЕ

Магнитомягкие аморфные и нанокристаллические сплавы широко применяют в настоящее время в различных областях промышленности, так как по своим магнитным характеристикам они не уступают, а зачастую и превосходят свои кристаллические аналоги. Чтобы понять возможные области применения сплавов, исследователи работают в области изменения магнитных свойств [1, 2], выявления дополнительных процессов, происходящих при кристаллизации материала из аморфного состояния [3–5]. Появились работы, в которых предлагается в классический Файнмет на основе Fe [6–9] или Fe–Co [10] вводить никель, как элемент, способный улучшить коррозионную стойкость и механические свойства. В работах исследовано влияние содержания никеля на фазовый состав [6–8], на величину намагниченности сплавов [8–10]. Показано [8, 9], что никель в определенных концентрациях способствует увеличению

константы магнитной анизотропии, возникающую при нанокристаллизации в присутствии магнитного поля. Однако увеличение содержания никеля в сплавах (более 6 и 10 ат. % соответственно) приводит к росту коэрцитивной силы [8, 9] и потерь на перемагничивание [9]. Влияние нанокристаллизации в присутствии растягивающих напряжений на магнитные свойства рассмотрено только качественно [11] по поведению петель гистерезиса, без оценки константы наведенной поперечной магнитной анизотропии. Такие оценки были сделаны в работе [12].

В наших предыдущих работах [12, 13] рассмотрено влияние введения 10 ат. % никеля в классический Файнмет на его магнитные свойства, магнитную анизотропию и структуру при нанокристаллизующем отжиге (НО) при 520°C. Было установлено следующее.

Введение 10 ат. % никеля 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 НО в присутствии растягивающей нагрузки (ТМехО). Так же, как в классическом Файнмете наводится поперечная магнитная анизотропия типа “легкая плоскость”.

Фазовый состав образцов исследуемого сплава после НО и ТМехО при  $520^\circ\text{C}$  определяется продолжительностью обработок. При кристаллизации, как в присутствии растягивающей нагрузки, так и без нее, с увеличением продолжительности отжига от 10 мин до 1 ч в сплаве формируются нанокристаллы твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe, Ni)Si}$  и фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$ . При дальнейшем увеличении продолжительности отжига от 1 до 4 ч в сплаве появляется тетрагональная фаза  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$ .

Показана связь структурного состояния (фазового состава) сплава  $\text{Fe}_{63,5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$  с его магнитными свойствами и типом наведенной магнитной анизотропии. Так, формирование нанокристаллов твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe, Ni)Si}$  и фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$  с отрицательной магнитострикцией является причиной возникновения поперечной магнитной анизотропии в сплаве в процессе нанокристаллизующего отжига в присутствии растягивающей нагрузки. Появляющаяся в сплаве тетрагональная фаза  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$  при увеличении продолжительности отжига от 1 до 4 ч приводит к росту коэрцитивной силы в образцах изучаемого сплава.

Настоящая работа является продолжением исследования, начатого в работах [12, 13]. Чтобы выяснить режимы термических обработок материала, не приводящих к существенному ухудшению свойств, представляется необходимым расширить диапазон температур нанокристаллизующего отжига изучаемого сплава. Целью настоящей работы было исследование магнитных свойств, магнитной анизотропии и структуры 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 при температурах в диапазоне  $480\text{--}550^\circ\text{C}$ .

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследуемый сплав в виде ленты толщиной 20 мкм, шириной 1 мм получен в аморфном состоянии закалкой из расплава на вращающийся массивный диск. Нанокристаллизующий отжиг в присутствии растягивающих напряжений проводили на воздухе. Величина растягивающих напряжений в процессе обработки  $\sigma = 200$  МПа. Температуру обработки варьировали в диапазоне  $480\text{--}550^\circ\text{C}$ , продолжительность – от 10 мин до 4 ч.

Магнитное состояние полосовых образцов длиной 100 мм контролировали по петлям гистерезиса, измеренным вдоль длинной стороны образца в полях до  $\pm 16000$  А/м в открытой магнитной цепи с помощью гальванометрического компенсацион-

ного микроверметра Ф-190. Для образцов сплава после ТМехО из петель гистерезиса определяли коэрцитивную силу  $H_c$ , максимальную индукцию  $B_m$ , и оценивали константу наведенной магнитной анизотропии  $K_u = -0.5M_sH_s$ , где  $M_s$  – намагниченность насыщения,  $H_s$  – поле насыщения. Погрешности измерения магнитных свойств составляли 3% для  $H_c$ , и 7% для  $B_m$ . Погрешность определения  $K_u$  – 10%.

Структура образцов сплава исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEM 200СХ. Образцы для исследования электрополировали в электролите ( $\text{H}_3\text{PO}_4 + \text{CrO}_3$ ). Данные для расчета среднего размера зерна и гистограмм распределения зерен по размерам были получены в процессе обработки темнопольных снимков. Размер зерна измеряли методом секущих, для каждого образца было обчислено около 300 зерен.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Из указанного выше диапазона температур нанокристаллизующего отжига нами были выбраны пять температур: 480, 500, 520 [12, 13], 540 и  $550^\circ\text{C}$ . На рис. 1 представлены петли гистерезиса образцов сплава в зависимости от продолжительности ТМехО при этих температурах. Из рисунка видно, что петли гистерезиса образцов после ТМехО, измеренные вдоль ленты, наклонные с постоянной проницаемостью в широком диапазоне магнитных полей. Последнее свидетельствует о том, что в сплаве наводится магнитная анизотропия с направлением легкого намагничивания, перпендикулярным длинной стороне ленты (поперечная магнитная анизотропия). Определенные из петель гистерезиса значения коэрцитивной силы и константы НМА приведены в табл. 1 и на рис. 2.

Из табл. 1 и рис. 1 и 2 видно, что коэрцитивная сила образцов сплава сильно возрастает после ТМехО при температурах  $520\text{--}550^\circ\text{C}$  с ростом продолжительности обработки до 4 и 1 ч соответственно. Чтобы оценить влияние размера зерна на величину  $H_c$ , были построены гистограммы распределения зерен по размерам (рис. 3) и определены значения среднего размера зерна (табл. 2). Гистограммы распределения зерен по размерам для образцов после ТМехО при  $520^\circ\text{C}$  1 и 4 ч приведены в работе [13].

Из табл. 2 видно, что средний размер зерна образцов исследуемого сплава после ТМехО при температурах в диапазоне от 480 до  $550^\circ\text{C}$  при указанных выдержках практически не изменяется (с учетом погрешности измерения). На гистограммах распределения зерен по размерам после ТМехО (рис. 3) появление крупных зерен размером более 20–25 нм с ростом продолжительности

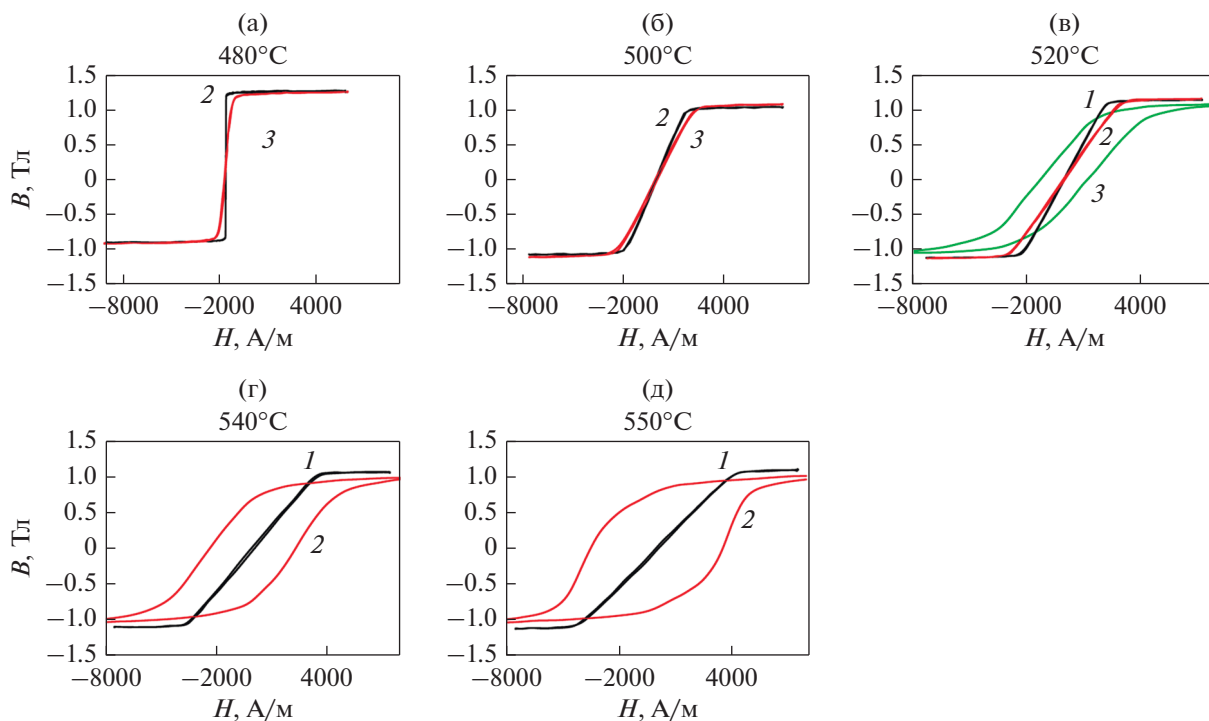


Рис. 1. Петли гистерезиса образцов исследуемого сплава после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа при 480 (а), 500 (б), 520 (в), 540 (г) и 550°C (д). Кривые 1 – продолжительность обработки 10 мин, 2 – 1 ч, 3 – 4 ч.

обработки не наблюдается. Однако в работе [13] нами было получено, что в сплаве после ТМехО при 520°C продолжительностью 2.5 и 4 ч появляются зерна размером более 25 нм. Было показано [13], что относительное количество этих зерен незначительно (2–7% от общего количества зерен), примерно одинаковое для ТМехО продолжительностью 2.5 и 4 ч, и оно не может приводить к наблюдаемому росту коэрцитивной силы при 520°C с увеличением продолжительности обработки до 4 ч: коэрцитивная сила после ТМехО в течение 4 ч по сравнению с 2.5 ч примерно в 2.5–3 раза больше [12].

Таким образом, рост  $H_c$  в исследуемом сплаве после ТМехО при температурах 520–550°C с увеличением продолжительности обработок не свя-

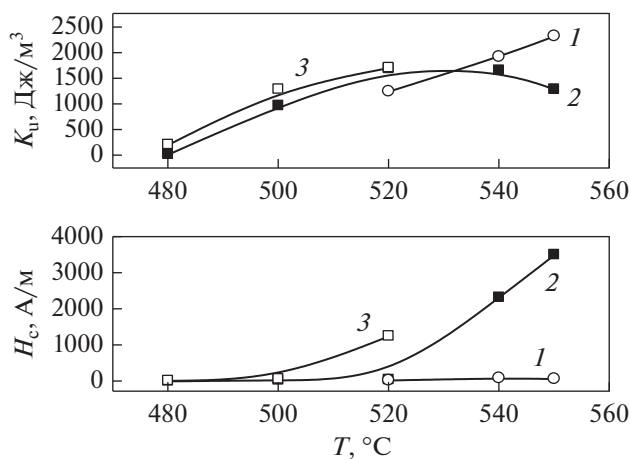
зан ни с изменением среднего размера зерна, ни с появлением крупных зерен.

Из табл. 1 и рис. 1 и 2 видно, что после ТМехО при 480°C в течение 1 ч константа НМА очень маленькая: 10 Дж/м<sup>3</sup>. В то же время в классическом Файнмете после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа в течение 1 ч при этой температуре наводится магнитная анизотропия с  $K_u = 1500$  Дж/м<sup>3</sup>. С увеличением продолжительности обработки при 480°C до 4-х часов константа  $K_u$ , наводимая в исследуемом сплаве, увеличивается до 200 Дж/м<sup>3</sup>.

Обратимся к снимкам структуры и картинам микродифракции сплава после ТМехО при 480°C в течение 1 и 4 ч (рис. 4). По анализу картин микродифракции (рис. 4а и 4в) можно сказать, что

Таблица 1. Величина  $H_c$  и  $K_u$  образцов исследуемого сплава после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа в зависимости от температуры обработки,  $T$ , и ее продолжительности,  $t$

Продолжительность ТМехО, t	Температура ТМехО, $T$ , °C									
	480		500		520		540		550	
	$H_c$ , А/м	$K_u$ , Дж/м <sup>3</sup>	$H_c$ , А/м	$K_u$ , Дж/м <sup>3</sup>	$H_c$ , А/м	$K_u$ , Дж/м <sup>3</sup>	$H_c$ , А/м	$K_u$ , Дж/м <sup>3</sup>	$H_c$ , А/м	$K_u$ , Дж/м <sup>3</sup>
10 мин					25	1240	90	1920	67	2320
1 час	2	10	32	960	44	1680	2320	1650	3500	1280
4 часа	16	200	62	1280	1250	1700				



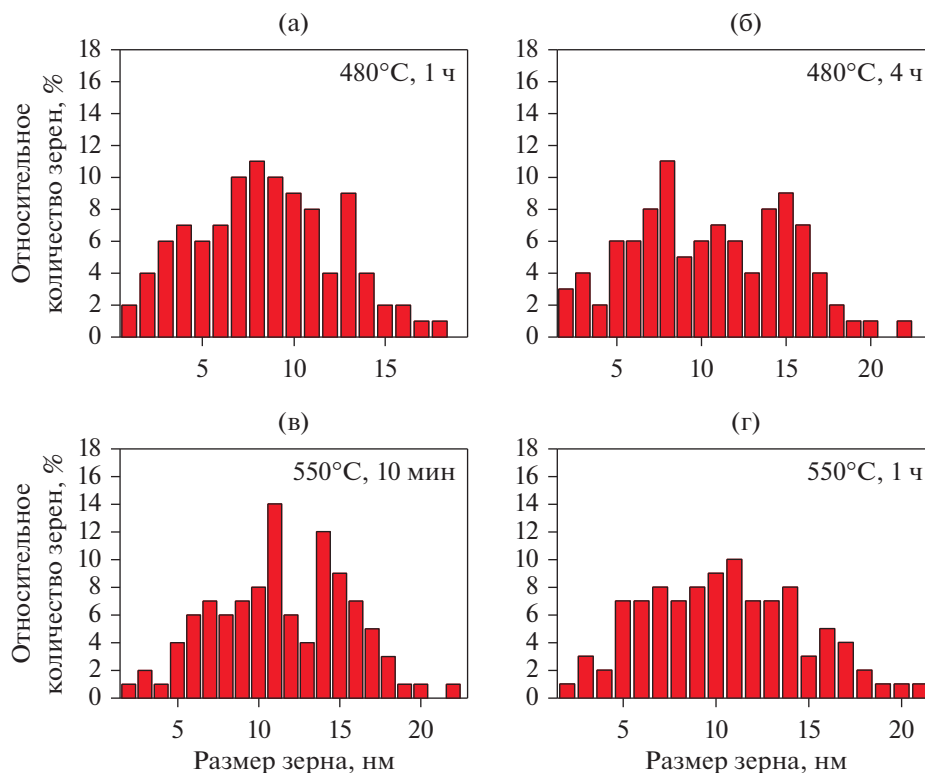
**Рис. 2.** Значения  $H_c$  и  $K_c$  образцов исследуемого сплава в зависимости от температуры ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа при продолжительностях обработки  $t$ : 10 мин, 1 и 4 ч (кривые 1, 2 и 3 соответственно).

формируются нанокристаллы твердого раствора  $\alpha$ -(Fe, Ni)Si и, возможно, фаза  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , хотя кольца фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$  при данных обработках на картинах микродифракции не видны, видимо, очень мелкие выделения. В работе [13] нами показано, что эти фазы ответственны за формирование в исследуемом

сплаве поперечной наведенной магнитной анизотропии в процессе ТМехО при  $520^{\circ}\text{C}$ . На снимках структуры и картине микродифракции после ТМехО при  $480^{\circ}\text{C}$  в течение 1 ч (рис. 4а и 4б) хорошо видно, что осталось достаточно большое количество аморфной фазы. Снимки структуры и картина микродифракции после ТМехО в течение 4 ч показывают, что количество закристаллизованной фазы увеличивается. Но аморфная фаза присутствует, и ее достаточно хорошо видно.

Таким образом, введение никеля в классический Файнмет замедляет кристаллизацию в исследуемом сплаве, что приводит при данной температуре к значительному снижению объема нанокристаллической фазы в сплаве и, следовательно, к малой величине  $K_c$ . Аналогичный результат был получен ранее в работе [8]: увеличение 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.

При температуре ТМехО  $500^{\circ}\text{C}$  (рис. 1 и 2, табл. 1) константа НМА по сравнению с ТМехО при  $480^{\circ}\text{C}$  увеличилась примерно в 100 раз при продолжительности обработки 1 ч и в 6 раз при продолжительности обработки 4 ч. Это говорит о том, что с ростом температуры обработки объем нанокристаллической фазы увеличился.



**Рис. 3.** Гистограммы распределения зерен по размерам после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа при  $480^{\circ}\text{C}$  (а, б) и  $550^{\circ}\text{C}$  (в, г) в течение 10 мин (в), 1 (а, г) и 4 ч (б).

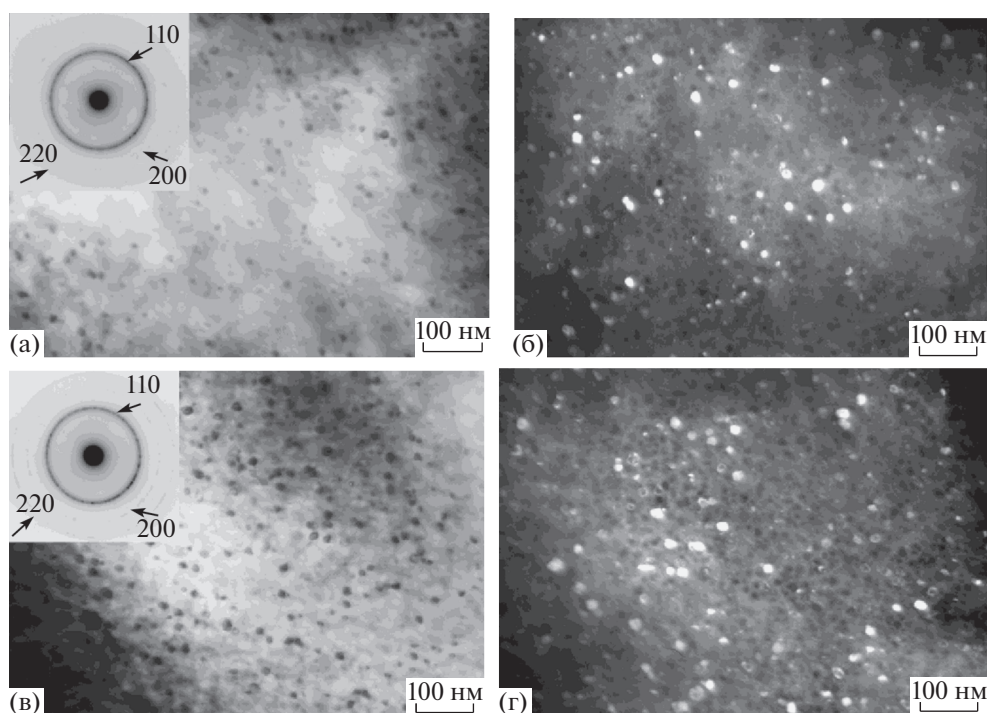
**Таблица 2.** Средний размер зерна образцов исследуемого сплава после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа в зависимости от температуры обработки и ее продолжительности

Продолжительность ТМехО	Средний размер зерна, нм ( $\pm 2$ нм)		
	480°C	520°C	550°C
10 мин	—	—	12
1 ч	9	10	10
4 ч	11	12	—

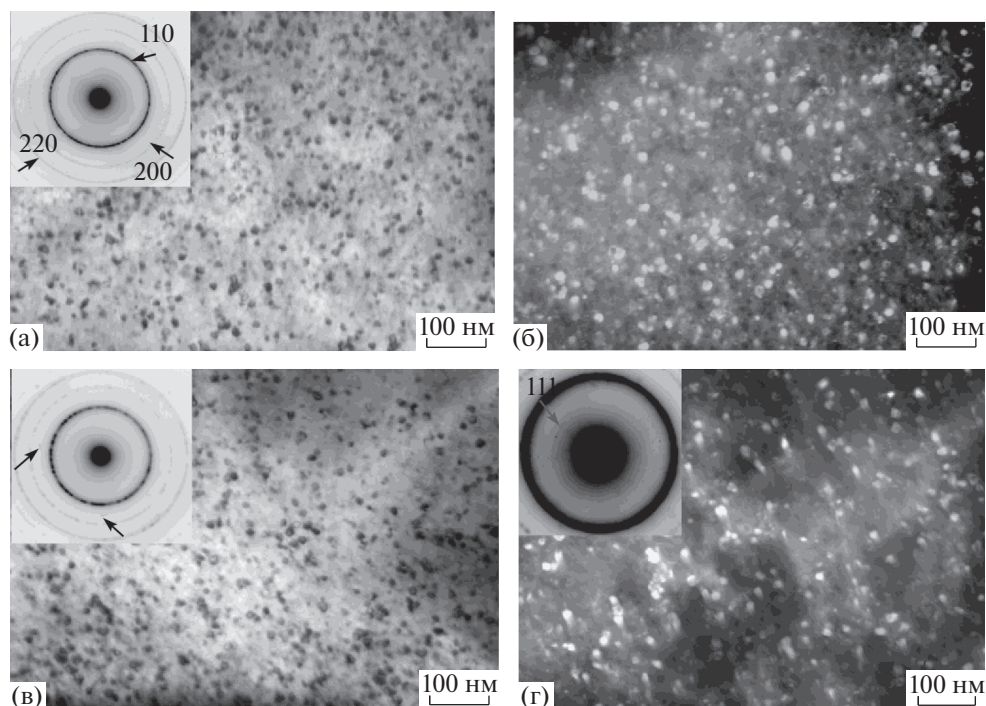
Термомеханическая обработка при 520°C эффективна в исследуемом сплаве уже при продолжительности обработки 10 мин. Ее влияние на магнитные свойства, магнитную анизотропию и структуру сплава описано в работах [12, 13]. Было показано [12], что при обработке 520°C при  $\sigma = 200$  и 290 МПа в исследуемом сплаве наводится практически такая же по величине константа НМА, что и в классическом Файнмете при аналогичных условиях. Процесс наведения магнитной анизотропии в исследуемом сплаве замедлен по сравнению с классическим Файнметом: требуется большее время для достижения максимальной при данной температуре константы НМА [12]. В этом проявляется снижение скорости кристаллизации в исследуемом сплаве за счет введения никеля при  $\sigma \leq 200$  МПа. Несмотря на появление в сплаве

тетрагональной фазы [13], которая, как следует из данных [6], имеет положительную магнитострикцию, в работе [12] было получено, что с увеличением продолжительности обработки от 1 до 4 ч при 520°C константа НМА практически не изменяется в пределах погрешности ее определения. Это свидетельствует о том, что объем фаз с отрицательной магнитострикцией (фаза твердого раствора  $\alpha$ -(Fe, Ni)Si и  $\text{Fe}_3\text{Si}$  фаза), ответственных за НМА, не изменяется с ростом продолжительности обработки от 1 до 4 ч при 520°C. В работе [13] нами было сделано предположение, что при 520°C реализуется механизм формирования тетрагональной фазы, описанный в [7]. А именно: с увеличением времени обработки при продолжающейся диффузии атомов Ni в фазу твердого раствора  $\alpha$ -(Fe, Ni)Si, последняя, вследствие дестабилизации кристаллической микроструктуры, распадается на фазу  $\text{Fe}_3\text{Si}$  и тетрагональную фазу  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1.5}$ . Появление фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$  позволяет сохранить объем фаз с отрицательной магнитострикцией в сплаве, что обеспечивает постоянство константы НМА с ростом продолжительности обработки до 4 ч.

Увеличение температуры ТМехО до 540–550°C при продолжительности обработки 10 мин позволяет получить максимальное значение константы НМА ( $\sim 2000$  Дж/м<sup>3</sup>) по сравнению с другими режимами ТМехО. При этом  $H_c$  остается



**Рис. 4.** Структура сплава после ТМехО 480°C продолжительностью: а, б – 1; в, г – 4 ч. Светлопольные изображения и картины микродифракции, стрелками показаны кольца твердого раствора  $\alpha$ -(Fe, Ni)Si (а, в); темнопольные изображения в рефлексах (110) $_{\alpha$ -(Fe, Ni)Si (б, г).



**Рис. 5.** Структура сплава после ТМехО с  $\sigma = 200$  МПа при  $550^\circ\text{C}$  в течение 10 мин (а, б) и 1 ч (в, г). Светлопольные изображения и картины микродифракции (а, в), на (а) стрелками указаны кольца твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe,Ni)Si}$ , на (в) стрелками показаны рефлексы фазы  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$ , темнопольные изображения (б, г), на (г) показан увеличенный фрагмент картины микродифракции (в), стрелкой показано кольцо  $111_{\text{Fe}_3\text{Si}}$ .

меньше 100 А/м (рис. 1, 2 и табл. 1). Однако при увеличении продолжительности ТМехО при температурах  $540$  и  $550^\circ\text{C}$  до 1ч коэрцитивная сила возрастает в 26 и 52 раза, а  $K_u$  уменьшается на 16 и 45% соответственно.

На рис. 5 представлены результаты структурных исследований образца после ТМехО при  $550^\circ\text{C}$  в течение 10 мин и 1 ч. Из анализа картин микродифракции (рис. 5а и 5в) следует, что образуются нанокристаллы твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe,Ni)Si}$ , которые хорошо видны на светлопольном и темнопольном изображениях структуры и фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$ . На рис. 5г показан увеличенный фрагмент картины микродифракции, где стрелкой показано кольцо, соответствующее  $111_{\text{Fe}_3\text{Si}}$ .

На картине микродифракции для образца после ТМехО  $550^\circ\text{C}$  10 мин (рис. 5а) рефлексы, которые можно было бы отнести к тетрагональной фазе  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$ , не видны. Кроме того, магнитные характеристики свидетельствуют о том, что тетрагональной фазы нет, так как коэрцитивная сила всего 67 А/м. На темнопольном снимке (рис. 5б) не видно зерен с характерной для тетрагональной фазы структурой.

На картине микродифракции после ТМехО при  $550^\circ\text{C}$  1 ч (рис. 5в) видны одиночные рефлексы, которые можно отнести к фазе  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$ . По-

явление в структуре сплава тетрагональной фазы может приводить к росту  $H_c$  в сплаве так же, как это было показано для сплава после ТМехО при  $520^\circ\text{C}$  при увеличении продолжительности обработки до 4 ч. Следует отметить, что появление тетрагональной фазы при кристаллизации классического Файнмета с 10% никеля наблюдается уже после выдержки при  $550^\circ\text{C}$  в течение 0.5 ч [7]. Таким образом, в сплаве после ТМехО  $550^\circ\text{C}$  1 ч присутствуют нанокристаллы твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe,Ni)Si}$ , фазы  $\text{Fe}_3\text{Si}$  и  $\text{Fe}_3\text{NiSi}_{1,5}$ . Т.е. так же, как при ТМехО  $520^\circ\text{C}$ , ответственными за НМА является фаза твердого раствора  $\alpha\text{-(Fe,Ni)Si}$  и фаза  $\text{Fe}_3\text{Si}$ . НМА определяется объемом этих фаз и их магнитоупругими свойствами. Наблюдаемое уменьшение константы  $K_u$  с увеличением длительности выдержки при ТМехО от 10 мин до 1 ч позволяет предположить, что объем этих фаз уменьшился и увеличился объем фаз с положительной магнитострикцией. Одна из возможных причин этого может быть в том, что механизм формирования тетрагональной фазы при  $550^\circ\text{C}$  отличается от такового при более низких температурах (например,  $520^\circ\text{C}$ ) [7]. Предполагается, что с ростом температуры до  $550^\circ\text{C}$  стартует процесс диффузии никеля в  $\text{Fe}_3\text{Si}$ -фазу, приводящий к ее дестабилизации и трансформации в тетрагональную фазу [7]. Для подтверждения этого пред-

положения требуется проведение дальнейших структурных исследований с оценкой объемных долей структурных компонент сплава с отрицательной и положительной магнитоотрицательностью.

### ВЫВОДЫ

1. При температурах ТМехО менее 520°C по мере дальнейшего уменьшения температуры обработки константа НМА сплава  $\text{Fe}_{63.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$  уменьшается, а время достижения ее максимального значения увеличивается. При этом константа НМА исследуемого сплава меньше константы НМА классического Файнмета, полученной при аналогичных условиях обработки, что обусловлено снижением скорости кристаллизации исследуемого сплава по сравнению с Файнметом из-за содержащегося в его составе никеля.

2. При температурах ТМехО 520–550°C с ростом продолжительности обработки в сплаве формируется тетрагональная фаза, приводящая к росту коэрцитивной силы.

3. При температурах ТМехО 540–550°C, в отличие от 520°C, с ростом продолжительности обработки в исследуемом сплаве константа НМА уменьшается, что может свидетельствовать об изменении объемных долей структурных компонент сплава с отрицательной и положительной магнитоотрицательностью.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (тема “Магнит” № АААА-А18-118020290129-5) при частичной поддержке Программы УрО РАН (проект № 18-10-2-5). Электронно-микроскопические исследования выполнены в отделе электронной микроскопии Центра коллективного пользования “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ 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  $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{88}\text{Hf}_4\text{Mo}_2\text{Zr}_1\text{V}_4\text{Cu}_1$ , 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. Степанова Е.А., Волчков С.О., Лукшина В.А., Шишкин Д.А., Худякова Д.М., Larrañaga A., Курляндская Г.В. Структура, магнитные свойства и магнитный импеданс быстрозакаленных лент сплавов на основе FINEMET в исходном состоянии и после термической обработки // ФММ. 2020. Т. 121. № 10. С. 1052–1058.
5. Букреев Д.А., Деревянко М.С., Моисеев А.А., Кузьмина А.С., Курляндская Г.В., Семиров А.В. Магнитные свойства и высокочастотный импеданс нанокристаллических лент в температурном диапазоне от 300 до 723 К // ФММ. 2020. Т. 121. № 10. С. 1039–1044.
6. Agudo P., Vazquez 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.
7. 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.
8. 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.
9. 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.
10. 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.
11. Iturriza N., Fernandez L., Ipatov M., Vara G., Pierna A.R., del Val J.J., Chizhik A., Gonzalez J. Nanostructure and magnetic properties of Ni-substituted finemet ribbons // J. Magn. Magn. Mater. 2007. V. 316. P. e74–e77.
12. Лукшина 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.
13. 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.