

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ СПЕКАНИИ В ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Nd-Fe-C

В.М. Ажжа, Г.П. Брехаря, А.М. Бовда, В.А. Бовда, В.В. Виставкина**,
Л.В. Онищенко, Т.В. Демченко***

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

г. Харьков, Украина;

**Днепродзержинский государственный технический университет,*

г. Днепродзержинск, Украина;

***Запорожский национальный университет, г. Запорожье, Украина*

Исследованы структурно-фазовые превращения в процессе вакуумного спекания в напряженном состоянии сплавов $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$ ($x=0...1,5$ ат.%). Исходные сплавы для спекания получали скоростной закалкой в вакууме методом спиннингования расплава на внешнюю сторону медного закалочного барабана, линейная скорость вращения которого составляла 25 м/с. Плотно сжатые в пресс-форме закаленные сплавы спекали при температурах в интервале от 750 до 950 °С через каждые 50 °С в вакуумных печах сопротивления. При спекании в интервале температур 750...900 °С закаленных сплавов $Nd_{20}Cu_xFe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}$ происходит перитектоидное превращение $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$ и рост образованных при закалке зародышей метастабильной фазы $Nd_2Fe_{14}C$. Фазовые превращения, происходящие в сплавах при спекании, аналогичны превращениям, происходящим в сплавах при изотермических отжигах в интервале температур 750...900 °С. Добавление в сплав меди способствует перитектоидному превращению $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$, снижая его нижнюю границу до 800 °С, и ускоряет процесс роста зерен фазы $Nd_2Fe_{14}C$ при спекании.

ВВЕДЕНИЕ

Основой для производства высокоэнергетических постоянных магнитов служат сплавы переходных металлов (Т) с редкоземельными (R), в которых требуемый уровень магнитных свойств обеспечивается образованием интерметаллических соединений типа RT_5 , R_2T_{17} , $R_2T_{14}B$. Хотя магниты SmCo удовлетворяли запросы современной электротехники, но дорогостоящая технология получения кобальта и высокая цена ограничивают их практическое применение. Появление материалов с высокими магнитными свойствами и низкой стоимостью по сравнению с SmCo на базе сплавов системы NdFeB стимулировало дальнейшие исследования и разработки в ряде промышленно развитых стран [1]. На сегодняшний день разработаны технологии изготовления высококачественных постоянных магнитов на основе соединения $Nd_2Fe_{14}B$, установлены прецизионные схемы их термообработки, а также методы легирования базового сплава для достижения максимальных гистерезисных свойств [2].

Известно, что для получения качественных постоянных магнитов перспективными являются сплавы системы Nd-Fe-C, так как образующееся в системе соединение $Nd_2Fe_{14}C$ обладает высоким полем анизотропии ($H_A=7,6$ МА/м). Следует отметить, что фаза $Nd_2Fe_{14}C$ в системе образуется по перитектоидной реакции $(Fe+Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C)$ в интервале температур 850...900 °С, причем время полного превращения составляет более 20 суток [3].

Для ускорения перитектоидного превращения прибегают к следующим методам: 1) легирование незначительным количеством бора (до 0,5 ат.%) [4]; 2) закалка из жидкого состояния, в результате которой формируется метастабильная фаза $Nd_2Fe_{14}C$ наряду с фазой Nd_2Fe_{17} [5]. Применение этих методов сокра-

щает процесс превращения до нескольких десятков минут [6]. Однако открытым остается вопрос о реализации спекания сплавов и влиянии режимов спекания на механизм и кинетику образования фаз в системе, понимание которого необходимо для разработки температурно-временных условий получения анизотропных постоянных магнитов. Так как спекание по существу определяет формирование основных эксплуатационных характеристик порошковых материалов, понимание сущности этого процесса является необходимым для сознательного управления структурой и свойствами спеченных магнитов. Поэтому в работе исследовали процесс спекания сплавов системы Nd-Fe-C в условиях сильного сжатия.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Сплавы для исследования получали методом спиннингования на внешнюю сторону медного закалочного барабана на вакуумной установке «Лента-3» (ННЦ ХФТИ НАН Украины, г. Харьков), химический состав полученных сплавов указан в табл.1.

Таблица 1
Состав полученных в работе сплавов

Сплав	Содержание элементов, ат. %				
	Nd	Fe	B	C	Cu
№ 1	20	70	0,5	9,5	0
№ 2	20	69	0,5	9,5	1
№ 3	20	68,5	0,5	9,5	1,5

После закалки сплавы подвергались плотному сжатию в пресс-форме, изготовленной из нержавеющей стали. Сплавы перед прессованием изолировали от стенок пресс-формы при помощи слюды и помещали между пуансонами 1 и 3 (рис.1).

Фазовый состав компакта, спеченного из сплава

Фазовый состав	Температура спекания, °С				
	750	800	850	900	950
$Nd_2Fe_{14}C$	+	+	+	+	+
$Nd_2Fe_{17}C_{0,4}$	+	+	+	+	+
$Fe_3(C,B)$	-	+?	-	-	+
C	-	+	-	-	-
Nd	-	-	+	+	-
Nd_2C_3	+	-	-	+	-
NdFeC	-	+	-	-	-
$NdFe_2C_2$	-	-	+	-	-
$Nd_2Fe_2C_3$	+	+	-	+	+
$Nd_4Fe_4C_7$	+	-	-	-	-

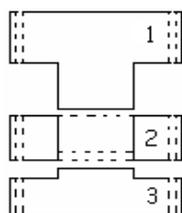


Рис. 1. Схема пресс-формы: 1, 3 — пуансон; 2 — шайба

Спекание сплавов в пресс-форме проводили при температурах в интервале от 750 до 950 °С через каждые 50 °С в вакуумных печах сопротивления. Использовали такие печи: 1 — шахтная электропечь сопротивления вакуумная СШВЭ -1.25/25 -ИЗ ($P=10^{-3}$ атм); 2 — печь СНВ 1.3.1 ($P=10^{-5}$ атм). Скорость нагрева до достижения заданной температуры составляла 15 °С/мин. Выдержка при температуре спекания составляла 30 мин или 1 ч. Режимы спекания сплавов показаны в табл. 2.

После выдержки при заданной температуре пресс-форму охлаждали вместе с печью. В результате были получены образцы, которые представляли собой спеченные брикеты цилиндрической формы высотой 4 мм и диаметром 11 мм. Структурно-фазовое состояние полученных образцов исследовали с помощью следующих методов: 1 — рентгеновский фазовый анализ (ДРОН-3М); 2 — металлографический анализ; 3 — рентгеноспектральный анализ (JEOL-JSM-6360LA, с разрешением 4 нм); 4 — измерение микротвердости (цифровой микротвердомер LM-700AT); 5 — магнитометрический метод.

Таблица 2

Режимы спекания сплавов

Сплав	Режимы спекания	
	Температура, °С	Время, мин
№ 1	750	30
	800	30
	850	30
	900	30
	950	30
№ 2	800	30
	850	30
	900	60
№ 3	800	30
	900	60

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По данным рентгеновского фазового анализа основными фазовыми составляющими в сплавах после спекания являются тетрагональный карбид $Nd_2Fe_{14}C$ (φ-фаза) и твердый раствор углерода в фазе $Nd_2Fe_{17} - Nd_2Fe_{17}C_{0,4}$. Кроме названных фаз в сплавах присутствуют двойные и тройные карбиды неодима (табл.3, 4).

Анализ и расчет дифрактограмм показал, что в процессе спекания изменяется фазовый состав сплавов. С увеличением температуры спекания наблюдается некоторое перераспределение интенсивностей дифракционных максимумов, которое, по-видимому, связано с упругими напряжениями.

Данные прецизионного измерения параметров решетки основной магнитной фазы $Nd_2Fe_{14}C$ сплавов в исходном состоянии показали, что параметры $c=1,216$ нм (№2), $c=1,212$ нм (№3) имеют несколько завышенное значение по сравнению с табличными данными для фазы $Nd_2Fe_{14}C$ ($a=0,8831$ нм, $c=1,2023$ нм). Зависимость параметров решетки и тетрагональности (c/a) фазы $Nd_2Fe_{14}C$ от температуры спекания и количества меди в сплаве приведена на рис.2. Как видно из рисунка, увеличение температуры спекания приводит к увеличению тетрагональности фазы $Nd_2Fe_{14}C$, хотя для сплава №3 наблюдается снижение тетрагональности.

Таблица 4

Фазовый состав компактов, спеченных из сплава $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$ в различном вакууме P

Фазовый состав	P=10 ⁻³ атм		P=10 ⁻⁵ атм	
	№2		№3	
	800	900	800	900
$Nd_2Fe_{14}C$	+	+	+	+
$Nd_2Fe_{17}C_{0,4}$	+	+	+	+
Nd_2Fe_{17}	+	+	+	+
Nd	+	-	+	+
NdC ₂	+	+	+	-
NdFeC	+	-	+	+
$Nd_2Fe_2C_3$	-	-	+	-
Nd_2C_3	+	-	+	+
$R_4Fe_4C_7$	-	-	+	-

Поскольку состав исследуемых сплавов не соответствует стехиометрии фазы $Nd_2Fe_{14}C$ и смещен в сторону большего содержания углерода и неодима, то при охлаждении после спекания возможно образование пересыщенного твердого раствора неодима и углерода в φ-фазе. Известно, что в условиях сжимающих напряжений резко увеличивается скорость диффузии легирующих элементов. Дефекты структуры также способствуют диффузии элементов, так как являются искаженными областями, в которых миграция атомов облегчена. Снижение тетрагональности фазы $Nd_2Fe_{14}C$ также свидетельствует о выделении избыточных неодима и углерода из решетки основной фазы, так как при этом происходит сжатие решетки вдоль оси c и сопровождающее его расширение вдоль оси a , обусловленное «стремлением» структуры сбалансировать изменение объема

элементарной ячейки.

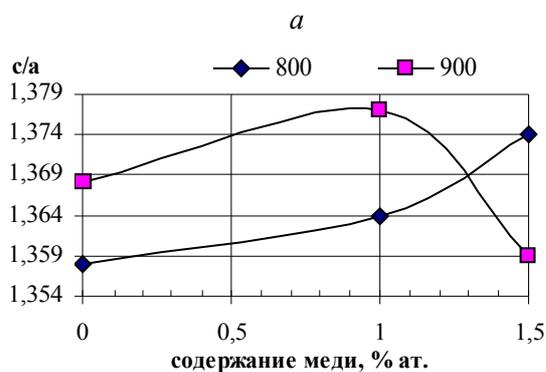
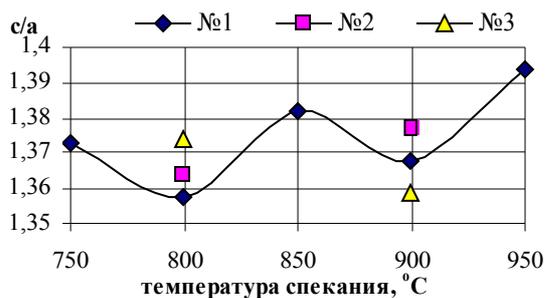


Рис. 2. Зависимость тетрагональности (с/а) фазы $Nd_2Fe_{14}C$ от температуры спекания (а) и содержания меди (б) в сплаве $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$: №1 — $x=0$; №2 — $x=1$; №3 — $x=1,5$ ат. %

На рис.3 приведено изображение микроструктуры компактов, спеченных при различных температурах. Как видно из результатов металлографических исследований, сплавы в структуре компактов имеют многофазную структуру. После травления легированных медью сплавов наблюдаются составляющие трёх типов: светло-травящиеся, темно-травящиеся и области, которые после травления имеют зеленоватый оттенок. После спекания при температуре 800 °C наблюдаются зерна неправильной формы с четко выраженными границами, которые значительно отличаются по размерам. По данным рентгено-спектрального анализа зерна представляют собой ф-фазу (рис.3, а). Темные участки вокруг зерен соответствуют порам, образующимся при прессовании образца.

При повышении температуры спекания сплава базового состава до 850 °C, как показали металлографические исследования компактов, происходит рост зерен основной магнитной фазы. В процессе роста зерна приобретают правильную геометрическую форму (квадрат). По мере повышения температуры спекания до 900 °C количество ф-фазы в структуре компакта увеличивается. При дальнейшем увеличении температуры спекания до 950 °C зерна ф-фазы занимают основной объем и приобретают округлую форму. Согласно результатам металлографического анализа микроструктура компакта является оптимальной после спекания при данной температуре (950 °C): основной объем занимают однородные по размерам зерна ф-фазы с тонкими четкими границами, в межзеренном пространстве наблюда-

ются включения парамагнитных карбидов и оксидов, количество пор и межзеренного пространства является минимальным. Структура компакта в целом является дисперсной, некоторые участки представляют собой зоны направленной кристаллизации зерен ф-фазы.

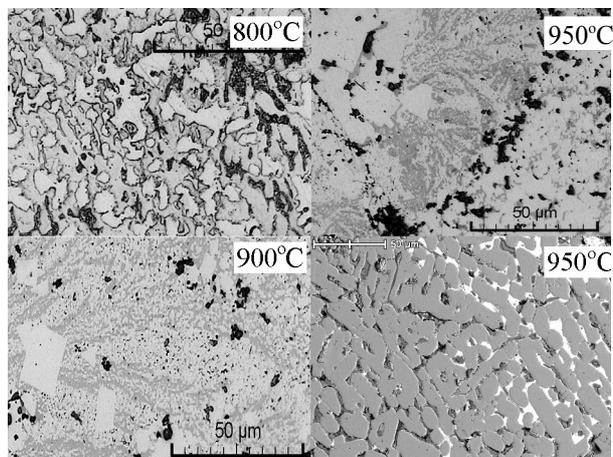


Рис. 3. Микроструктура компактов, спеченных из базового сплава $Nd_{20}Fe_{70}C_{9,5}B_{0,5}$

Добавление в сплав меди способствует перитектоидному превращению $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$, снижая его нижнюю границу до 800 °C, и ускоряет процесс роста зерен ф-фазы при спекании. Так для сплава, легированного 1 ат. % меди, объемная доля ф-фазы уже после спекания при температуре 800 °C становится равной объемной доле ф-фазы после спекания при температуре 900 °C для сплава базового состава. После спекания при температуре 800 °C в структуре наблюдаются зерна темно-серого цвета правильной прямоугольной формы с четко выраженными границами (рис.4).

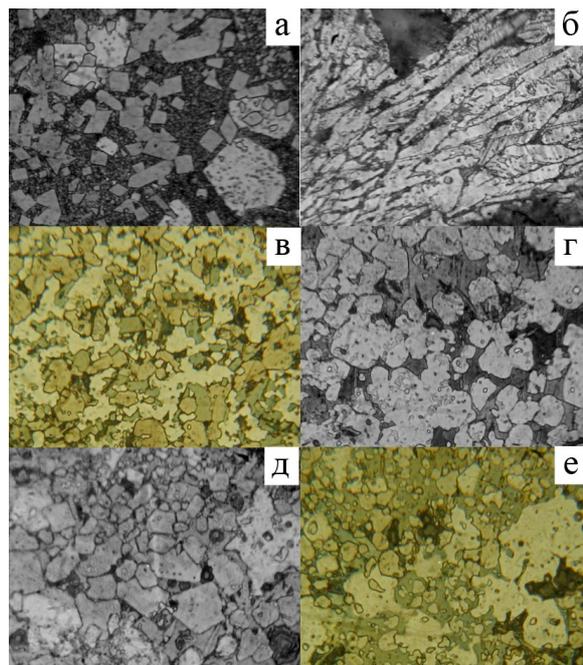


Рис. 4. Микроструктура компакта, спеченного при температуре 800 °C: сплав $d_{20}Fe_{69}Cu_{1,0}C_{9,5}B_{0,5}$ (а-в);

Такие зерна почти не отличаются по размеру, их средний линейный размер составляет 5,55 мкм. Кроме зерен правильной прямоугольной формы в структуре наблюдаются крупные зерна ($d_{cp}=15,37$ мкм) светло-серого цвета, форма которых напоминает шестиугольник (см. рис.4). Микроструктура с аналогичной морфологией наблюдалась после отжига сплавов системы Nd-Fe-C [7]. По результатам рентгеноспектрального анализа прямоугольные зерна темно-серого цвета представляют собой фазу $Nd_2Fe_{14}C$, а зерна шестиугольной формы светло-серого цвета — $Nd_2Fe_{17}C$ (см. рис.5).

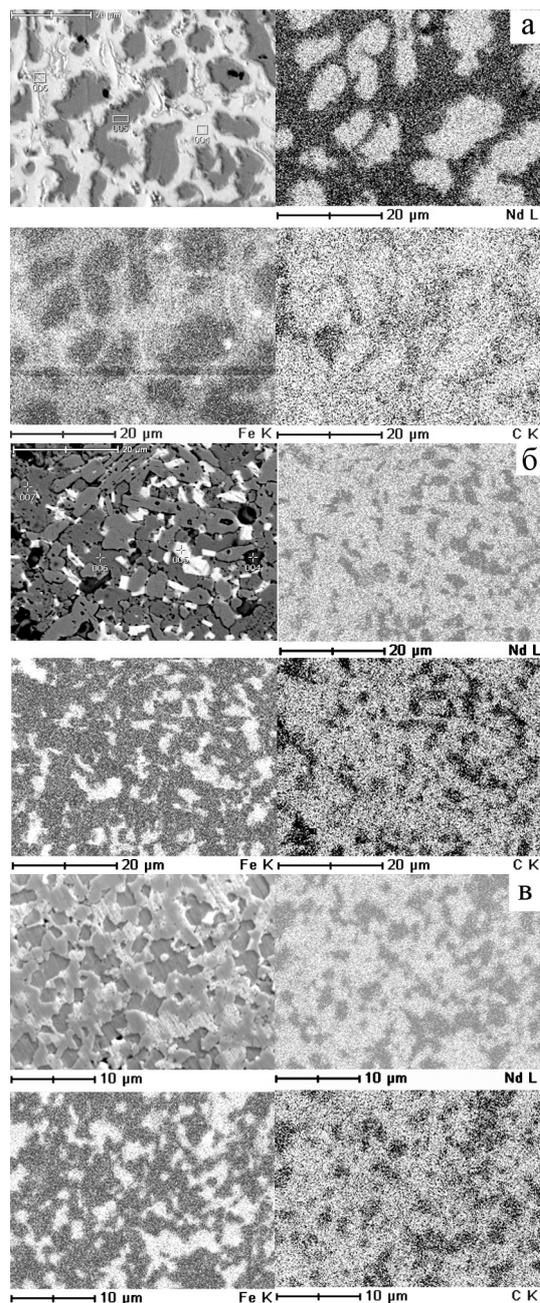


Рис. 5. Распределение элементов по поверхности компактов, спеченных в низком вакууме при температуре 800 °С: а - сплав №1; б - сплав №2; в - сплав №3

Повышение температуры спекания до 900 °С приводит к росту зерен ф-фазы за счет зерен фазы $Nd_2Fe_{17}C$, зерна приобретают округлую форму (см. рис.4). Количество фазы $Nd_2Fe_{17}C$ увеличивается, наблюдается размытие границ зерен. Спекание компакта из сплава №2 при температуре 900 °С в высоком вакууме приводит к формированию структуры, близкой к оптимальной: основной объем занимает основная магнитная фаза с почти однородными по размеру зернами с тонкой границей раздела (см. рис.5,б).

Повышение температуры спекания до 900 °С сплава №2 привело к измельчению структуры: уменьшению размеров зерен ф-фазы и увеличению её количества (рис. 6, 7). Карбиды и оксиды в структуре явно не наблюдаются, количество межзеренной составляющей уменьшилось. Зерна основной магнитной фазы разделены тонкими прослойками, которые по данным рентгеноспектрального анализа представляют собой обогащенные неодимом и углеродом области.

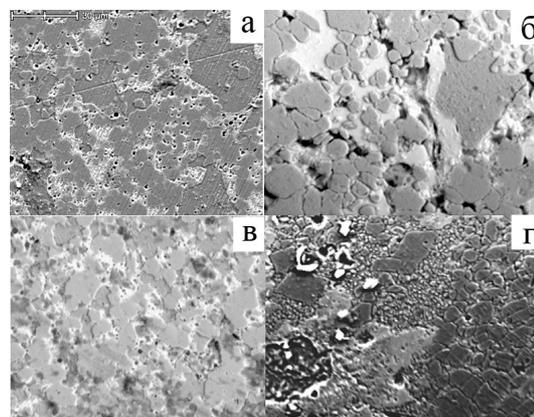


Рис. 6. Микроструктура компакта, спеченного из сплава №2 (а,б) и сплава №3 (в,г) при температуре 900 °С в различном вакууме: $P=10^{-3}$ атм (а, в); $P=10^{-5}$ атм (б, г)

Спекание сплава №3 при 900 °С приводит к укрупнению зерен ф-фазы, а также к увеличению количества межзеренной составляющей. Зерна ф-фазы отличаются по размерам: кроме крупных зерен, разделенных широкими межзеренными областями, наблюдаются и конгломераты мелких зерен с тонкой границей раздела. В межзеренном пространстве наблюдается значительное количество карбидов неодима и оксидов.

В целом повышение температуры спекания до 900 °С приводит к укрупнению зерен основной магнитной фазы, её границы становятся нечеткими и размытыми. Количество магнитной фазы увеличивается, её зерна разделены тонкими парамагнитными прослойками. На стыках зерен основной фазы находятся мелкие включения карбидов. Темные участки между зернами соответствуют обогащенному неодимом и углеродом затвердевшему при охлаждении расплаву и отдельным дефектам в виде пор. Повышение вакуума при спекании способствует формированию тонкой и четкой границы раздела зерен ф-фазы и

уменьшению количества карбидов и оксидов (см. рис.6).

Наряду с анализом морфологии структуры анализировали также значения плотности образцов и микротвердости ф-фазы после спекания при различных температурах. Повышение температуры спекания сплавов, легированных медью, приводит к повышению микротвердости. Кроме того, легирование медью сплавов также способствует повышению микротвердости ф-фазы.

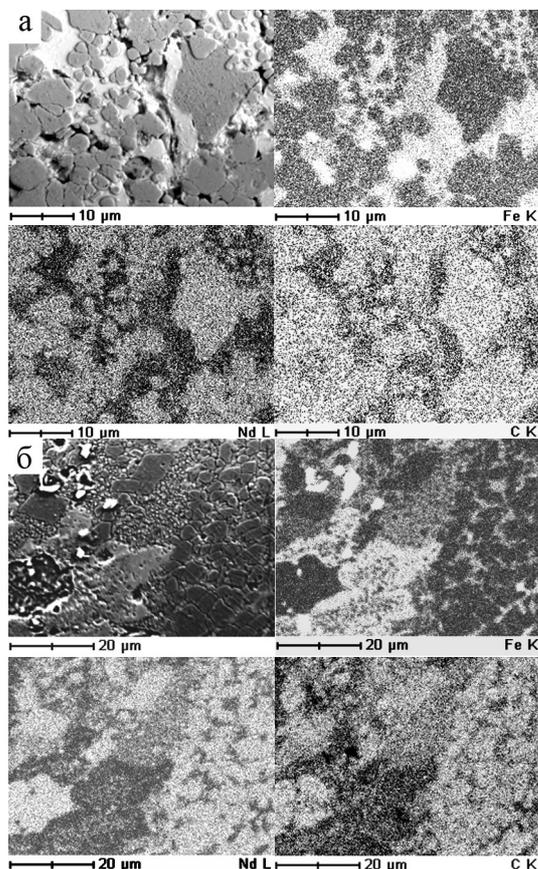


Рис. 7. Распределение элементов по поверхности компактов, спеченных в высоком вакууме при температуре 900 °С: а - сплав №2; б - сплав №3

В целом структура полученных компактов была неоднородной, наблюдались поры, трещины, т.е. процесс превращения порошкового конгломерата в монолитное тело прошел частично и неоднородно в объеме заготовки. Некоторые участки в структуре компактов представляли собой монолитную область, в некоторых участках компактов реализовался направленный рост кристаллитов ф-фазы в условиях сжимающих напряжений. Кроме этого, в структуре компактов наблюдались области, в которых процесс консолидации произошел либо частично, либо не произошел — наблюдалось припекание исходных закаленных лент.

При визуальном наблюдении компакты, спеченные в печи с вакуумом $P=10^{-3}$ атм, имели окисленную поверхность и обладали высокой пористостью и хрупкостью.

На рис.8 показаны результаты измерения магнитных свойств полученных компактов. Как видно, по-

сле спекания при температуре 800 °С магнитные свойства компактов незначительны: коэрцитивная сила не превышает значения 70 кА/м, а остаточная индукция – 120 мТл. Повышение температуры спекания до 900 °С приводит к увеличению коэрцитивной силы и незначительного роста остаточной индукции (рис.8). Максимальные свойства были получены в компактах, спеченных из сплава №3: $H_c=117$ кА/м. Как показали исследования структуры компактов, спеченных при температуре 800 °С (см. рис.3-5), присутствие в структуре больших зерен магнитомягкой фазы способствует возникновению полей рассеивания; дефекты, образованные из-за низкого вакуума, гидриды, а также включения карбидов в межзеренном пространстве выступают источниками образования доменов перемагничивания, что объясняет малые значения коэрцитивной силы и остаточной индукции.

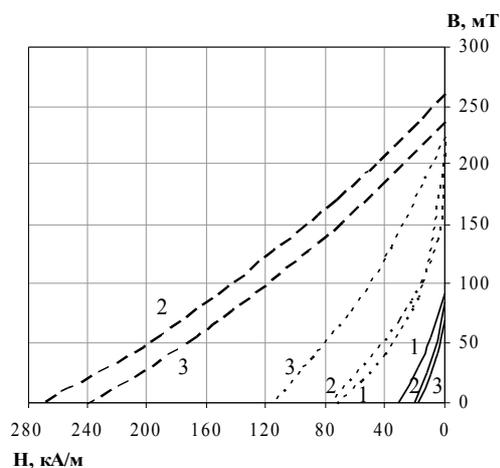


Рис. 8. Размагничивающие части петель гистерезиса изготовленных компактов:
 — — спекание при температуре 800 °С, $P=10^{-3}$ атм;
 — — спекание при температуре 900 °С $P=10^{-3}$ атм;
 — — спекание при температуре 900 °С $P=10^{-5}$ атм

Увеличение коэрцитивной силы компактов до 117 кА/м после спекания при температуре 900 °С объясняется превращением почти всего количества магнитомягкой фазы Nd_2Fe_{17} в магнитотвердую фазу $Nd_2Fe_{14}C$, уменьшением объема зернограничных областей и количества включений карбидов и оксидов, а также увеличением протяженности границ зерен фазы $Nd_2Fe_{14}C$ (см. рис.5).

Хотя в некоторых участках компактов реализовалась направленная кристаллизация (см. рис.4,б) и наблюдался рост коэрцитивной силы при увеличении температуры спекания, однако уровень коэрцитивной силы недостаточен для производства высококачественных магнитов. Малые значения магнитных свойств также обусловлены малой плотностью спеченных компактов и их значительной хрупкостью из-за образования при спекании гидридов и оксидов. Как известно [8], повысить плотность изготовленных компактов можно путем жидкофазного процесса спекания, т.е. в пресс-форму перед спеканием наряду с исходными сплавами необходимо добавлять легкоплавкий наполнитель, а избежать образование гидридов возможно увеличением степени вакуума

при спекании.

Поэтому для повышения магнитных характеристик спекания исследуемых сплавов проводили при большем вакууме. Поверхность компактов, спеченных в печи с вакуумом $P=10^{-5}$ атм, имела металлический блеск, компакты обладали высокой плотностью и хорошей прочностью.

Результаты анализа структурно-фазового состояния компактов, спеченных при более высоком вакууме, показали, что процесс образования гидридов и оксидов в межзеренном пространстве предотвращается с повышением вакуума. Также наблюдается формирование четкой границы раздела ϕ -фазы и увеличение общей её протяженности (см. рис. 6), что приводит к повышению коэрцитивной силы (см. рис. 8).

Анализируя полученные экспериментальные результаты, можно сказать, что микроструктура спеченных магнитов на основе сплавов системы Nd-Fe-C совсем не схожа с микроструктурой спеченных Nd-Fe-B магнитов из-за особенностей процессов кристаллизации и фазовых превращений.

ВЫВОДЫ

При спекании в интервале температур 750...900°C закаленных сплавов $Nd_{20}Cu_xFe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}$ происходит перитектоидное превращение $Nd_2Fe_{17} \Rightarrow Nd_2Fe_{14}C$ и рост образованных при закалке зародышей метастабильной фазы $Nd_2Fe_{14}C$. Фазовые превращения, происходящие в сплавах при спекании, аналогичны превращениям, происходящим в сплавах при изотермических отжигах в интервале температур 750...900 °C. Превращение $Nd_2Fe_{17} \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$ при спекании закаленных сплавов происходит на базе уже существующих зародышей первичных метастабильных фаз.

Добавление в сплав меди способствует перитек-

тоидному превращению $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$, снижая его нижнюю границу до 800 °C, и ускоряет процесс роста зерен ϕ -фазы при спекании.

При повышении степени вакуума образование гидридов в процессе спекания предотвращается, что приводит к повышению коэрцитивной силы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Y. Luo. Current Status of Global NdFeB Magnet Industry // *Proc. of the 18th Int. Workshop on HPMA*. Annecy (France), 2004, p. 28–39.
2. C. Tatam, I. Higgins, D. Kennedy. Rare earth magnets: raw materials issues // *Proc. of the 18th Int. Workshop on HPMA*. Annecy, 2004, p.15–22.
3. V. Grieb, K. Fritz, As-cast magnets based on Fe-Nd-C // *J. Appl. Phys.* 1991, v.70, p. 6447-6449.
4. V. Grieb. Ternary system Fe-Nd-C // *Z. Metallkde.* 2001, v. 92, p.172–178.
5. В.В. Виставкіна, Г.П. Брехаря. Структура та фазовий склад сплавів $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$, твердіючих в умовах надшвидкісного охолодження // *Труди Міжнар. конф. молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики ЕВРИКА-2005*. Львів, 2005, с. 110–111.
6. В.В.Виставкіна. Вплив нерівноважних умов охолодження на фазоутворення у легованих міддю магнітотвердих сплавах системи Nd-Fe-C: Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук. Дніпропетровськ: Дніпропет-ровський національний університет, 2006, 19 с.
7. О.О.Васильєва, В.В.Виставкіна. Вплив термічної обробки на структуру та властивості литих магнітів Nd-Fe-C, легованих міддю // *Фізика та хімія твердого тіла*. 2003, №3, с. 40–47.
8. И.Б.Кекало, Б.А.Самарин. *Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами*. М.: «Металлургия», 1991, 480 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПІД ЧАС СПІКАННЯ ЗАГАРТОВАНИХ СПЛАВІВ СИТЕМИ Nd-Fe-C

В.М. Ажажа, Г.П. Брехаря, О.М. Бовда, В.О. Бовда, В.В. Виставкіна, Л.В. Онищенко, Т.В. Демченко

Досліджено структурно-фазові перетворення в процесі вакуумного спікання у напруженому стані сплавів $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$ ($x=0...1,5$ ат.%). Вихідні сплави для спікання виготовляли швидкісним гартуванням у вакуумі методом спінингування розплаву на зовнішню сторону мідного гартувального диску, лінійна швидкість обертання якого складала 25 м/с. Плотно зажаті у пресс-формі загартовані сплави спікали при температурах з інтервалу від 750 до 950 °C через кожні 50 °C у вакуумних пічах опору. Під час спекання у інтервалі температур 750...900 °C загартованих сплавів $Nd_{20}Cu_xFe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}$ відбувається перитектоїдне перетворення $Nd_2Fe_{17} \Rightarrow Nd_2Fe_{14}C$ та ріст утворених при гартуванні зародків метастабільної фази $Nd_2Fe_{14}C$. Фазові перетворення, що відбуваються у сплавах під час спікання, є аналогічними перетворенням, що відбуваються при изотермічних відпалах у інтервалі температур 750...900 °C. Додавання у сплав міді сприяє притектоїдному перетворенню $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$, знижуючи його нижню границю до 800 °C, та прискорює процес росту зерен фази $Nd_2Fe_{14}C$ під час спікання.

THE INVESTIGATION OF STRUCTURE-PHASE TRANSFORMATION IN QUENCHED Nd-Fe-C ALLOYS DURING SINTERING

V.M. Azhazha, G.P. Brekharya, A.M. Bovda, V.A. Bovda, V.V. Vystavkina, L.V. Onishenko, T.V. Demchenko

The structure-phase transformations under pressed condition of $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$ ($x=0...1,5$ at.%) alloys during vacuum sintering have been researched. The initial for sintering alloys were produced by melt spinning in vacuum onto external side of rotating copper wheel ($v=25$ m/s). The quenched alloys compacted in press-form sintered at temperature interval from 750 to 950 °C with a step of 50 °C in conductive vacuum furnaces. During sintering of $Nd_{20}Cu_xFe_{70-x}C_{9,5}B_{0,5}$ quenched alloys in temperature interval 750...900 °C the peritectoid $Nd_2Fe_{17} \Rightarrow Nd_2Fe_{14}C$ transformation is passed, and metastable $Nd_2Fe_{14}C$ phase's nucleus formed under quenching are growths. The phase transformations passed during sintering are analogous to transformation that passed under isothermal annealing in temperature interval of 750...900 °C. Copper addition to alloy is favor for peritectoid transformation $Nd_2Fe_{17} \rightarrow Nd_2Fe_{14}C$ lowered it bottom point to 800 °C and accelerating growth of $Nd_2Fe_{14}C$ phase grains during sintering.