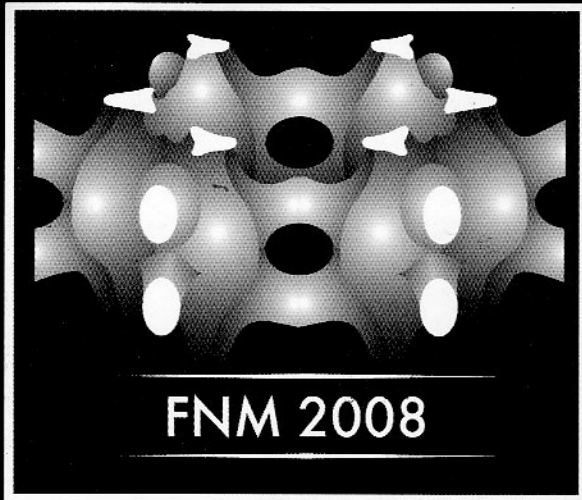


ISSN 1028-978X

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Специальный выпуск (6), часть 2
декабрь, 2008

**Функциональные наноматериалы
и высокочистые вещества**

**Functional Nanomaterials
and High-Purity Substances**

Интерконтакт Наука, Москва

Влияние квазикристаллов на свойства магнитов Nd – Fe – В

Ю. А. Абузин, В. П. Пискорский, Р. А. Валеев, И. С. Терёшина*,
А. М. Клевачев, Т. М. Щеглова

ФГУП «ВИАМ», 105005, Москва, ул. Радио 17
*ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, 119991, Москва, Ленинский пр-т 49

Введение

Открытые в 1984 г. интерметаллические квазикристаллы, вызывают большой научный и практический интерес в связи с тем, что они обладают особой кристаллической структурой с осью 5-го порядка и, как следствие, уникальными свойствами. Эти соединения относятся к наноструктурированным, поскольку весь комплекс их свойств определяется структурными составляющими, имеющими размеры менее 10 нм. В данной работе исследовано влияние квазикристаллического порошка Al_7Cu_2Fe на свойства металлокерамических магнитов Nd – Fe – В (получаемых по порошковой технологии). Методика, при которой легирующие элементы добавляют в помол в виде добавок, является перспективной, так как позволяет повышать коэрцитивную силу (H_{CI}) без значительного понижения остаточной индукции (B_R) магнитов и, кроме того, она технологична. Однако, обычно в виде добавок используют интерметаллиды, содержащие тяжелые или легкие РЗМ (Dy, Tb, Nd) с такими металлами как Co, Fe, Al и т.д., например, Nd_3Fe или Dy_3Co [1 – 4]. Показано, что такие добавки в процессе спекания растворяются и отсутствуют в материале в виде отдельных выделений [1]. Механизм действия добавок до конца не выяснен, но можно предположить, что добавки обогащают РЗМ зерна основной магнитной фазы, поэтому и повышают величину H_{CI} . Работы, в которых в качестве добавок к металлокерамическим магнитотвердым материалам используют квазикристаллы, нам не известны.

Методика проведения исследований

В данной работе исследовано влияние наноструктурированной добавки квазикристаллического

порошка Al_7Cu_2Fe на свойства металлокерамических магнитов из сплава следующего состава $Nd_{15}(Fe_{0,98}Co_{0,02})_{ост}Ti_{1,4}Cu_{0,6}Al_{0,2}B_{7,5}$. Здесь и далее составы даны в ат.%. Сплав был выплавлен в вакуумной индукционной печи по обычной методике. Слитки дробили до размера менее 630 мкм в инертной атмосфере. Тонкий помол проводили в центробежно-планетарной мельнице в среде трифтортрихлорэтана. На операции тонкого помола к базовому сплаву добавляли порошок Al_7Cu_2Fe . Заготовки магнитов в виде призм прессовали в поперечном магнитном поле 800 кА/м методом “влажного” прессования. Спекание проводили в вакуумной печи при температуре 1130 – 1160°C в течении 1 часа. Кривые размагничивания при комнатной температуре измеряли на пермаграфе Никса-Штейнгрровера.

Результаты исследований

На рис. 1 представлена зависимость величины H_{CI} от содержания добавки Al_7Cu_2Fe при различных температурах спекания ($T_{СП}$). Из рис. 1 видно, что при $T_{СП} \geq 1140^\circ C$ увеличение концентрации добавки приводит к увеличению H_{CI} , причем, значение до которого увеличивается H_{CI} зависит от $T_{СП}$. В качестве величины, характеризующей как остаточную индукцию, так и прямоугольность кривой размагничивания выбрана намагниченность в рабочей точке магнита ($4\pi I_{PT}$). Величина рабочей точки исследованных магнитов равнялась примерно 2. На рис. 2 дана зависимость $4\pi I_{PT}$ от концентрации добавки при разных $T_{СП}$. Как видно из рис. 2, зависимость $4\pi I_{PT}$ практически монотонно уменьшается с увеличением количества добавки. На рис. 3, 4 представлены зависимости H_{CI} , $4\pi I_{PT}$ от температуры спекания $T_{СП}$

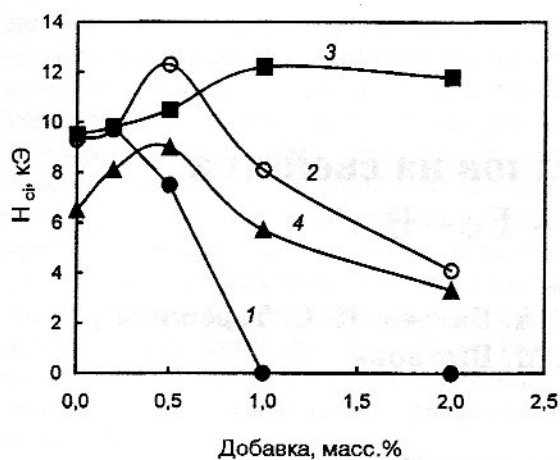


Рис. 1. Зависимость коэрцитивной силы от содержания добавки при различных температурах спекания, °С: 1 – 1130°С; 2 – 1140; 3 – 1150°С; 4 – 1160°С.

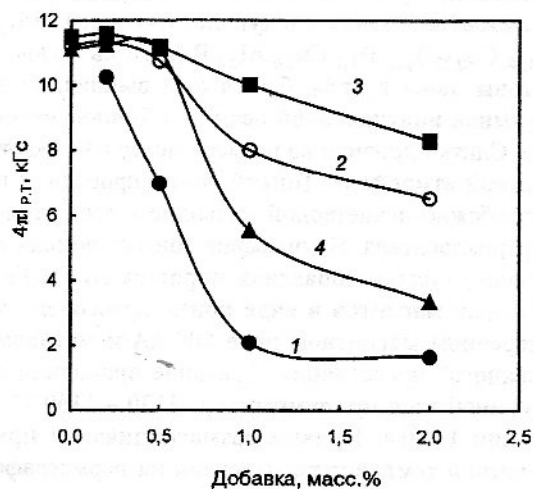


Рис. 2. Зависимость $4\pi I_{р.т.}$ от содержания добавки при различных температурах спекания, °С: 1 – 1130; 2 – 1140; 3 – 1150; 4 – 1160.

при различных концентрациях добавки. Обе эти зависимости имеют ярко выраженный максимум, причем, “острота” максимума увеличивается с повышением содержания Al_7Cu_2Fe .

Обсуждение результатов исследований

Как видно из рис. 1, величина $H_{сг}$ возрастает с увеличение содержания добавки и достигает максимального значения либо при 0,5, либо при 1 масс.%, в зависимости от $T_{сп}$. Можно предположить, что положительное влияние добавки на величину $H_{сг}$ определяется улучшением режима тонкого помола, благодаря низкому коэффициенту трения Al_7Cu_2Fe . Однако, в этом случае, характер зависимости $H_{сг}$ от

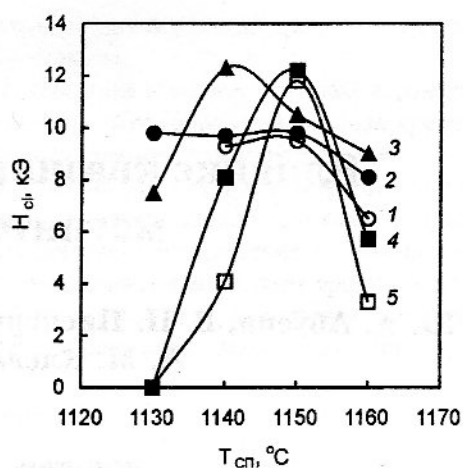


Рис. 3. Зависимость коэрцитивной силы от температуры спекания при различных концентрациях добавки, в масс.%. 1 – 0; 2 – 0,2; 3 – 0,5; 4 – 1; 5 – 2.

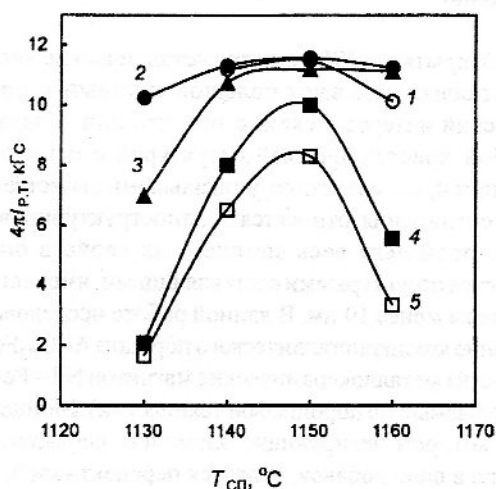


Рис. 4. Зависимость величины $4\pi I_{р.т.}$ от температуры спекания при различных концентрациях добавки, в масс.%. 1 – 0; 2 – 0,2; 3 – 0,5; 4 – 1; 5 – 2.

концентрации добавки не должен так резко зависеть от $T_{сп}$. Скорее всего, соединение Al_7Cu_2Fe распадается в процессе спекания и, по-видимому, либо сама реакция распада, либо взаимодействие продуктов распада с фазовыми составляющими металлокерамического материала матрицы $Nd_{15}(Fe_{0,98}Co_{0,02})_{ост}Ti_{1,4}Cu_{0,6}Al_{0,2}B_{7,5}$ зависят от $T_{сп}$. Если считать, что добавка распадается в процессе спекания, то можно предположить, что Al и Cu входящие в состав добавки растворяются в межзеренной фазе и повышают величину $H_{сг}$. Известно, что как Al так Cu повышают величину $H_{сг}$ магнитов системы Nd – Fe – B [5]. Падение величины $H_{сг}$ с увеличением содержания добавки выше оптимального при $T_{сп} = 1140$ и $1160^{\circ}C$ можно объяснить избыточностью добавки. Известно

[6], например, что с увеличением содержания Cu в жидкой фазе, ухудшается ее смачиваемость фазы А, что нарушает магнитную изоляцию зерен основной фазы и понижает величину H_{CI} . Однако, при $T_{СП} = 1150^{\circ}\text{C}$ (как видно из рис. 1), значение H_{CI} практически не уменьшается вплоть до концентрации 2 масс.%. Как при уменьшении, так и при увеличении $T_{СП}$ относительно оптимальных 1140 – 1150 $^{\circ}\text{C}$ ухудшается прямоугльность кривой размагничивания и, как следствие, уменьшается величина $4\pi I_{РТ}$ (рис. 2). Однако, до концентрации 0,5 масс.%, величина $4\pi I_{РТ}$ практически не меняется. Как видно из рис. 3, 4, у базового сплава величины H_{CI} и $4\pi I_{РТ}$ достаточно слабо зависят от $T_{СП}$. С увеличением концентрации добавки максимум H_{CI} и $4\pi I_{РТ}$ становится более острым. Это, по-видимому, можно объяснить тем, что характер взаимодействия продуктов распада соединения Al_7Cu_2Fe зависит от $T_{СП}$. В заключение отметим, что при содержании добавки 0,5 масс.%, величина H_{CI} повышается 32 и 11% ($T_{СП} = 1140$ и 1150°C , соответственно). При этом значение $4\pi I_{РТ}$ уменьшается всего на 4 и 3%, соответственно, при $T_{СП} = 1140$ и 1150°C .

Выводы

1. Показано, что добавка наноструктурированного квазикристаллического порошка Al_7Cu_2Fe к базовому сплаву системы Nd – Fe – В может повышать величину H_{CI} металлокерамических магнитов на 32% при незначительном понижении его остаточной индукции.

2. Показано, что положительное влияние квазикристаллического порошка Al_7Cu_2Fe на свойства металлокерамических магнитов достаточно сильно зависит от температуры спекания, поскольку, в процессе спекания возможен распад соединения Al_7Cu_2Fe .

Литература

1. Пискорский В.П., Мельников С.А., Паршин А.П., Сычев И.В., Давыдова Е.А., Степанова С.В. Влияние многокомпонентного легирования с участием диспрозия на свойства магнитов Nd – Fe – В. Журнал функциональных материалов, 2007, т. 1, № 10, с. 374 – 377.
2. Буйновский А.С., Софронов В.Л., Штефан Ю.П., Ешев В.А. Твердофазное легирование магнитных сплавов на основе Nd – Fe – В. Металлургия, 2004, № 5, с. 47 – 51.
3. Савченко А.Г., Рязанцев В.А., Скуратовский Ю.Е., Лилеев А.С., Менушенков В.П. Влияние добавок лигатур Al-R, где R-Dy или Tb, на свойства магнитов из сплавов $Nd_{14,7}R_{1,3}Fe_{75}Co_2B_7$. Металлы, 2000, № 3, с. 117 – 119.
4. Савченко А.Г., Рязанцев В.А., Скуратовский Ю.Е., Лилеев А.С., Менушенков В.П. Гистерезисные свойства спеченных постоянных магнитов на основе сплавов системы (Nd,R)-(Fe,Co)-В с добавками [R/Al], где R = Dy или Tb. Электротехника, 1999, № 10, с. 5 – 10.
5. Tenaud P., Lemaire H., Vial F. Recent improvement in NdFeB sintered magnets. J. Magn. and Magn. Mater., 1991, v. 101, p. 328 – 332.
6. Bernardi J., Fidler J. Preparation and transmission electron microscope investigation of sintered $Nd_{15,4}Fe_{75,7}B_{6,7}Cu_{1,3}Nb_{0,9}$ magnets. J. Appl. Phys., 1994, v. 76, no. 10, p. 6241 – 6243.