

МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ Nd-Fe-B, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАЗНОНАПРАВЛЕННОЙ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ (РМТО)

А.М.Бовда, Д.В.Кутний, Л.В.Онищенко, В.А.Финкель, О.М.Утва, В.А.Бовда

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»

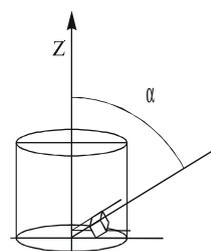
Постоянные магниты на основе сплава Nd-Fe-B были получены методом разнонаправленной механико-термической обработки (РМТО). Обнаружена аномальная ориентационная зависимость магнитных свойств. Наибольшие значения магнитных свойств $B_r=1,02$ Тл и $H_{cj}=820$ кА/м наблюдаются в направлении, составляющем 30° к оси деформации. Двухступенчатая термическая обработка при 950°C и 480°C повышает магнитные свойства образцов.

Редкоземельные магниты на основе сплава Nd-Fe-B обладают рекордными магнитными характеристиками [1–2], однако, такой материал обладает низкой температурной стабильностью и коррозионной стойкостью. Порошковая технология производства магнитов этого класса включает такие основные операции: выплавка однородного слитка, измельчение его в порошок, прессование в магнитном поле, спекание, термическая обработка и намагничивание. Главная материаловедческая задача состоит в том, чтобы сформировать структуру, состоящую из плотно упакованных кристаллитов высокоанизотропного вещества с параллельной ориентацией осей легкого намагничивания.

Магниты Nd-Fe-B полученные методом горячей деформации обладают рядом уникальных характеристик. Во-первых, таким способом можно получать уже целые магнитные системы, во-вторых, коррозионная стойкость выше, чем у магнитов полученных методом порошковой металлургии, так как материал меньше подвержен окислению в период изготовления, а также отсутствуют поры.

Для эксперимента был взят сплав 34Nd-Fe-1,1B-5Co полученный методом индукционной плавки. Исходными компонентами служили: Nd-НМЗ, ферробор-ФБ 20, Fe - ЭПЗ35. Слиток был получен кристаллизацией расплава в медной изложнице диаметром 28 мм и высотой 30 мм. Далее он был очехлован в оболочку из нержавеющей стали, с толщиной стенок 1 мм. Крышку стакана заваривали в вакуумной камере аргодуговой сваркой (для устойчивого горения дуги в камере создавали давление аргона 0,1...0,2 атм). Затем образец подвергался разнонаправленной механико-термической обработке по схеме: нагрев в муфельной печи до 900°C и экструзия (пресс ДБ24, максимальное усилие прессования 160 тонн); осадка и экструзия. Для предотвращения быстрого остывания образца контейнер поддерживали при температуре 350°C . Для дальнейших исследований оболочка была удалена, и вырезаны четыре образца, под различными углами к оси прессования (рис. 1). Исследования магнитов проводились на сканирующем микроскопе JEOL с рентгеновским анализатором LINK. Магнитные свойства измерялись на гистерезиометре постоянного тока с максимальным намагничивающим полем 3000 кА/м.

На рис. 2а представлена микроструктура образца после РМТО. В процессе РМТО произошло суще-



$\alpha = 0^\circ, 30^\circ, 60^\circ, 90^\circ$

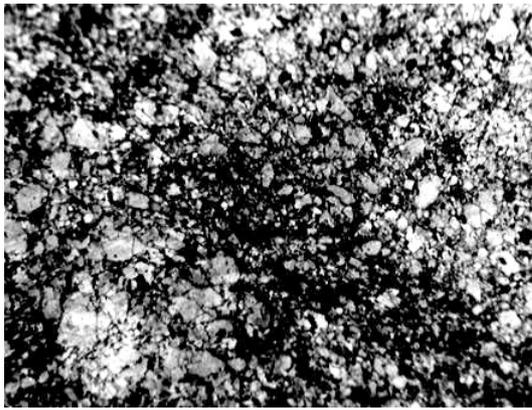
Рис.1. Ориентация образцов относительно оси прессования

ственное измельчение зерна основной фазы, по сравнению с исходным слитком (100...120 мкм). Размер зерен после деформации лежит в пределах от 1 до 12 мкм, что является критическим размером для развития механизма коэрцитивной силы. Наличие нескольких больших зерен возможно связано с процессами рекристаллизации при последующей термообработке.

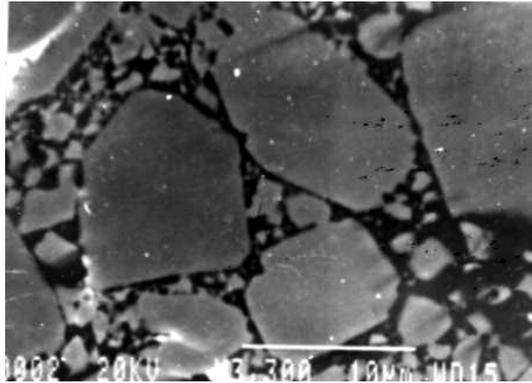
Фотография образца в отраженных электронах после двухступенчатой термической обработки представлена на рис. 2б. В структуре выявлены такие же фазы, как и в спеченных магнитах: основная магнитная фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, фаза $\text{Nd}(\text{Fe},\text{Co})\text{B}$ и фаза состоящая почти из чистого неодима. Не наблюдается определенно кристаллической текстуры вторичных фаз, как указывают другие авторы [3]; а также свободного железа и оксидов неодима, что свидетельствует об отсутствии окисления в процессе РМТО. При температуре выше 850°C фаза, обогащенная неодимом, присутствует в жидком состоянии и можно рассматривать процесс деформации, как пластическую деформацию двухфазного сплава. Хотя никакой кристаллической текстуры не выявлено, имеет место магнитная текстура, что подтверждается рентгеновскими исследованиями и магнитными измерениями.

Кривые размагничивания представлены на рис. 3. В процессе РМТО формируется необычная (косая) текстура, при которой оптимум магнитных свойств реализуется в направлении, не совпадающем ни с направлением деформации, ни с перпендикулярной ему плоскостью.

Максимальные значения коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r наблюдаются в направлении,



а



б

Рис.2. Микроструктура магнита Nd-Fe-B: после PMTO, ув.100 (а); после термической обработки (б)

что, очевидно, связано с неоднородным течением

материала во время осадки и экструзии образца. Основной причиной, приводящей к понижению магнитных ха-

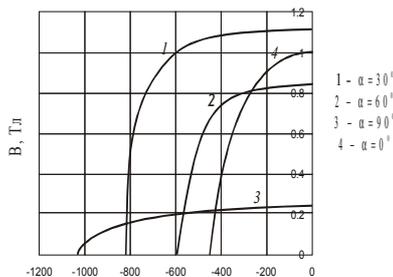


Рис. 3 Кривые размагничивания образцов

рактеристик, является изменение количественного соотношения между фазами, обусловленное окислением фазы, состоящей почти из чистого неодима [4].

Рентгенографические исследования показали (рис.4), что материал обладает напряженной структурой, о чем свидетельствует уширение дифракционных профилей фазы $Nd_2Fe_{14}B$, уменьшающиеся после термической обработки. А так же возрастание относительной интенсивности дифракционных линий для кристаллитов с преимущественной ориентацией $[00l]$ при оптимальном направлении относительно оси прессования.

Для количественной оценки текстуры образцов использовали коэффициент текстуры k , определяемый по формуле

$$k = \frac{P - P_0}{1 - P};$$

где $P_0 = \sum_{00l} I_T / \sum_{hkl} I_T$, $P = \sum_{00l} I_{\text{э}} / \sum_{hkl} I_{\text{э}}$, I_T – теоретически рассчитанная интенсивность отражений для

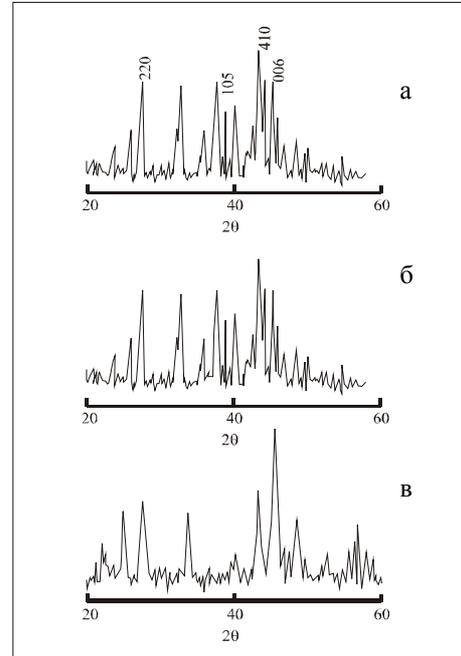


Рис. 4 Рентгенограмма магнитов Nd-Fe-B (PMTO) - Cu-Ka: образец после PMTO (а), образец после термообработки (б), образец $\alpha=30^\circ$ (в)

нетекстурированного (порошкового) образца; $I_{\text{э}}$ – экспериментально определенные интенсивности отражений.

Величина k существенно зависит от ориентации образца относительно направления прессования и достигает значения 0,92 для образца 1 ($\alpha=30^\circ$), и 0,21 для образца, ориентированного параллельно оси прессования ($\alpha=0^\circ$).

Рассмотренный метод получения постоянных магнитов (PMTO) позволяет при некотором снижении максимальных магнитных характеристик получать магниты и магнитосодержащие композиты на основе соединения Nd-Fe-B с улучшенными механическими свойствами и, хотя, механизм ориентацион-

ной зависимости магнитных свойств до конца не ясен, определенно можно говорить о существовании максимума магнитных свойств ($B_r=1.02$ Тл и $H_{c2}=820$ кА/м), в направлении расположенном под углом в 30° к оси деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. G.C. Hadjipanayis, R.C. Hazelton, K.R. Lawless, *Appl. Phys. Lett* 43, 1983, p. 797.
2. M. Sagawa, S. Fujimura, H. Yamamoto, Y. Matura, K. Hiraga, *IEEE Trans. Magn. MAG-20*, 1984, p. 1584.
3. J.R. Nozieres. Hot worked Nd-Fe-B magnets // *Journal of Magnetism and Magnetic materials* 80, 1989, p. 88-92.
4. А.А. Павлюков. Причина низкой структурной и магнитной стабильности сплавов Nd-Fe-B // *Физика металлов и металловедение* 1990, №11, с. 39-44.