

Элементы и устройства электронно-вычислительных средств

Озаренко А. В.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ ЮНДКБА В ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОМ СОСТОЯНИИ

Литые сплавы на основе системы $Fe-Co-Ni-Al-Cu$ являются важнейшим современным материалом для постоянных магнитов. Однако технологические трудности связанные с обработкой данных материалов значительно ограничивают область их применения. Перспективным направлением в технологии производства постоянных магнитов является порошковая металлургия, которая позволяет существенно улучшить механические свойства сплава.

Из литературы [1] известно, что высокая коэрцитивная сила H_c литых сплавов типа альнико (ЮНДК) – следствие наличия в нем выделений в виде мелких частиц. Проведенные ранее исследования порошковых магнитов с помощью электронного микроскопа выявили значительную гетерогенность зеренной структуры с включениями вторых фаз удлиненной полусферической формы (однодоменные высококоэрцитивные частицы) [2]. Высокая гетерогенность очевидно связана с различием кристаллического упорядочения существующих фаз.

Целью, проведенных на стандартном дифрактометре ДРОН-2, исследований является изучение структуры и фазового состава порошковых сплавов типа ЮНДКБА, обработанных в магнитном поле на максимальную коэрцитивную силу. Изучались магнитотвердые сплавы с различной величиной коэрцитивной силы H_c , следующего химического состава: $Co-24\%$, $Ni-14\%$, $Al-8\%$, $Cu-3\%$, $Nb-1\%$, остальное- Fe .

Основное преимущество дифрактометрической регистрации при определении периодов кристаллической решетки – возможность по-

строить профиль распределения интенсивности линии по углу ϑ . Обычно профиль строят методом шагового сканирования с набором в каждой точке не менее 1000 квантов.

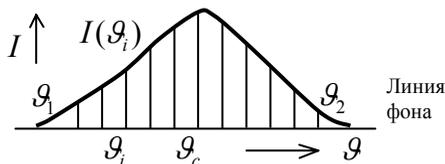


Рис.1. Вычисление абсциссы центра тяжести профиля дифракционной линии

Более точно величину межплоскостного расстояния d_{HKL} можно найти по положению абсциссы центра тяжести пика ϑ_c (рис.1), которая определяется по формуле:

$$\vartheta_c = \frac{\sum I(\vartheta_i)\vartheta_i}{\sum I(\vartheta_i)}. \quad (1)$$

За начало отсчета угла ϑ обычно принимают ϑ_1 - угол, где линия переходит в фон (интенсивность в этой точке составляет менее 1% от максимальной). В этом случае для определения d_{HKL} используют длину волны, соответствующую центру тяжести спектрального распределения вычисляемую по формуле:

$$\lambda_c \approx (2\lambda K_{\alpha_1} + \lambda K_{\alpha_2})/3. \quad (2)$$

Использование центра тяжести пика позволяет аналитически учесть влияние инструментальных aberrаций дифрактометра на положение линий. Повысить точность определения периода при дифрактометрическом анализе позволяет применение экстраполяционных функций. При проведении экстраполяции следует учитывать, что, кроме поправки на преломление Δa_{np} , к экстраполированному значению периода необходимо добавить поправку на вертикальную расходимость Δa_g . Таким образом период решетки $a_{точн}$ вычисляется по формуле:

$$a_{точн} = a_{экт} + \Delta a_g + \Delta a_{np}, \quad (3)$$

где $\Delta a_{np} = a_{экт} \gamma^2 / 48$ (если используют две щели Соллера с расходимостью γ , рад).

Съемка дифрактограмм в $Co K_{\alpha}$ - излучении позволила обнаружить, что продукты распада α - фазы в магнитном поле не являются кубическими. Расчет проведенный по всем рефлексам дифрактограмм показал, что исходный твердый раствор α с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой распался после термомагнитной обработки (ТМО) на две тетрагональные объемноцентрированные фазы. Период кристаллической решетки исходного твердого раствора порошкового сплава $a_0=0,2878$ нм. Периоды продуктов распада a_1 и a_2 соответственно равны 0,2871 и 0,2878 нм. Относительная разность объемов элементарных ячеек равна 0,0073. Обе фазы упорядочены, обогащенная никелем и алюминием – по типу $CsCl$, обогащенная железом – по типу Fe_3Al . Первая из них имеет низкую намагниченность насыщения, что свидетельствует о низком содержании в ней железа. Вторая обладает большой намагниченностью насыщения, что несомненно связано с большим содержанием железа.

Причиной изменения в параметрах решетки является поверхностная, упругая и магнитоэлектрическая (при обработке в магнитном поле) энергии, участвующие в формировании α' - выделений при распаде α - твердого раствора. Существенная разница удельных объемов фаз при одинаковой ориентации их кристаллических решеток определяет преобладающую роль упругой энергии в формировании геометрии структуры. Наличие тетрагональности фаз – продуктов распада в магнитном поле – связано с одноосно напряженным состоянием обеих фаз. При этом фаза с большим периодом решетки сжата, а с меньшим растянута. Эти напряжения равномерно распределены по объему фаз и с этим очевидно связана существующая гетерогенность структуры порошкового магнита.

При анализе дифрактограмм образцов с различной коэрцитивной силой H_c выявилось увеличение интенсивности рефлексов фазы обогащенной железом с ростом H_c образца. Данное обстоятельство связано с увеличением количества кристаллической α' - фазы в объеме порошкового магнита.

Проведенные исследования позволили установить структуру порошковых магнитов на различных этапах ТМО. Результаты исследований позволяют корректировать технологические режимы при ТМО с целью улучшения физико – механических свойств магнитов.

Список литературы:

1. Довгалевский Я. М. Легирование и термическая обработка магнитотвердых сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – 176 с.

2. Брусенцов Ю. А., Тялина Л. Н. Применение электронной микроскопии для изучения структуры и свойств порошковых магнитов./ Вестник Тамбовского государственного технического университета, 1999, том 5, №4. – с. 634 – 636.

3. Мишин Д. Д. Магнитные материалы. – М.: Высшая школа, 1991. – 383 с.

4. Уманский Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.

*Работа выполнена под руководством к.т.н., проф. кафедры
«Материалы и технология»
Брусенцова Ю. А.*