

О КРИТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СПЕЧЕННЫХ СЛОИСТЫХ МАГНИТОПРОВОДОВ

Тимофеев И.А.

*Чувашский государственный
педагогический университет,
Чебоксары*

Чрезвычайно важной задачей является замена традиционной прокатанной листовой электротехнической стали на серию спеченных порошковых железо-кремнистых сплавов, составляющих основу электротехнических материалов. В производстве магнитопроводов переменного тока получают способом порошковой металлургии цельнопрессованными, однако высокие удельные потери ограничивают применение таких магнитопроводов по сравнению с прокатанными листовыми магнитопроводами из электротехнических сталей. Критической является технология, которая носит межотраслевой характер, создает существенные предпосылки для развития многих технологических областей, вносит в совокупности главный вклад в научно-техническое и промышленное развитие различных отраслей [1].

Магнитопроводы из железо-кремнистых сплавов в производственных условиях изготавливают из порошка при давлении 800 МПа, спекают при температуре 1023-1103 К в течение одного-двух часов. Многие исследователи работали над усовершенствованием технологии изготовления магнитопроводов [2, 3, 4, 5, 6]. Однако методика спекания, приведенная в вышеперечисленных работах, относится к категории твердофазного спекания. Если теория твердофазного спекания двухкомпонентных порошковых смесей подробно разработана в работах Я.И. Френкеля, Б.Я. Пинеса, Я.Е. Гегузина и др. авторов, то теория жидкофазного спекания изучена недостаточно.

Применительно к сплавам Fe-Si жидкофазное спекание исследовали в единственной работе [7]. К сожалению, в этой работе технология изготовления магнитопровода не была доведена до завершающей кондиции, т.к. образцы железо-кремнистого сплава, содержащего 6,5% Si, прессовали при низком давлении, равном 1500 МПа. В самой работе указывается, что легированный порошок с 6,5% кремния плохо прессуется даже с пластификатором, в результате спеченные образцы имели высокую относительную пористость, равную от 10 до 20%. К тому же в приводимой работе [7] спекание образцов проводилось при низкой температуре, равной 1523 К. При такой температуре не был окончательно завершён процесс массопереноса и объемной диффузии атомов. С другой стороны, порошок ферросилиция марки Си 20, применяемый в качестве ингредиента в смеси с железным порошком имеет большой процент примесей, доходящий до 5,04%, что отрицательно повлияло на магнитные свойства магнитопроводов, т.к. в последних было обнаружено содержание окисленных продуктов и рентгеноструктурным анализом была выявлена дискретная неоднородность твердого раствора. Углерод, содержащийся в этом составе примесей до одного процента, оказывает наиболее отрицательное воздействие на магнитные свойства, который увеличивает

магнитоупругую энергию, в результате чего коэрцитивная сила возрастает.

Особенность критической технологии состоит в том, что сначала получают сплав ферросилиция Fe-20% Si, затем способом распыления расплава получают порошок, после чего для получения необходимого состава сплава Fe- 6,5%Si смешивают его с железным порошком той же марки и производят прессование при давлении (1,0-1,8) Р, вместо осуществленного ранее давления прессования Р=1500 МПа [7]. Жидкофазное спекание проводят при температуре (1,0-1,2) $T_{пл}$, вместо достигнутой ранее температуры спекания (0,67-1,0) $T_{пл}$, где $T_{пл}$ - температура плавления легкоплавкой лигатуры ($T_{пл}=1523$ К) [7].

Поставка распыленного железного порошка марки PASC-20 (базовый железный порошок ASC 100.29) была осуществлена фирмой «ХЭГАНЕС» (Швеция). Лигатуру порошка ферросилиция Fe-20% Si получали смешиванием поликристаллического порошка кремния КПС-1 (ТУ 48-4-319-84) в необходимых пропорциях с железным порошком марки PASC-20. Затем производили прессование смеси порошка при давлении 1100 МПа и спекание при температуре 1473 К в течение одного часа в вакууме. После чего порошки ферросилиция Fe-20% Si получали методом распыления расплава. Далее для получения жидкой фазы в количестве 32,5 вес. % производили дозирование смешиванием в необходимых пропорциях порошка Fe-20% Si с железным порошком той же марки PASC-20. При увеличении усилия прессования пористость прессовок снижается.

Технология изготовления магнитных систем заключается в следующем. Порошок фракции (-56÷+40)·10⁻⁶ м перед прессованием подвергался гомогенизирующему отжигу при температуре 1473 К в течение 4 ч в вакууме 0,065·10⁻² Па (5·10⁻⁵ мм рт. ст.). Прессование магнитопроводов осуществлялось при давлении 2700 МПа на гидравлическом прессе типа 2ПГ-500. В матрицу пресс-формы, имеющей нижний пуансон, из бункера-питателя засыпают по объему рассчитанную навеску шихты. После заполнения шихтой насыпанной полости матрицы пресс-формы производится прессование верхним пуансоном при опускании плунжера пресса. Затем верхний пуансон отводят вверх и в матрицу пресс-формы вводят диэлектрическую прослойку путем аэрозольного напыления толщиной 50 мкм. Далее все операции повторяют. После окончания прессования дискретно спрессованный магнитопровод выпрессовывают из пресс-формы и устанавливают на контейнер.

Синтез железокремнистого сплава осуществляли в камерной печи сопротивления типа СНВЛ-1.3.1/1-М2 в вакууме 0,065·10⁻² Па (5·10⁻⁵ мм рт. ст.) при следующих температурах: 1573, 1673 и 1773 К.

Испытания показали, что чем ниже температура образования жидкой фазы и чем выше температура спекания, тем ниже пористость сплава и тем выше магнитные свойства магнитопровода. Определяющую роль в жидкофазном механизме играет температура образования жидкой фазы, приводящая к высокой энергии сплавообразования намного превышающей поверхностную энергию системы. Вначале возникает диффузионный поток из жидкой фазы в твердую, а на

второй стадии атомы насыщенного твердого раствора переходят в расплав путем растворения.

Представляет интерес определение влияния температуры жидкофазного спекания на кривую намагничивания магнитопровода. С повышением температуры спекания прямолинейный участок кривой магнитной индукции проходит значительно круче при одной и той же напряженности магнитного поля. Чем меньше напряженность магнитного поля, тем меньше требуется намагничивающая сила и тем меньше требуется число витков катушки.

Физическая сущность повышения магнитных свойств состоит в том, что с повышением температуры жидкофазного спекания адекватно увеличивается концентрация доменов, но уменьшается плотность дислокаций и как следствие этих двух причин в совокупности приводит к увеличению скорости движения доменных границ.

Для приблизительного определения любого основного параметра технологии изготовления магнитопровода по двум заданным можно применить формулу объединенного закона Бойля-Мариотта и Гей-Люссака, выведенную для кинетической теории газов:

$$\frac{P_1 V_1}{T_1} = \frac{P_0 V_0}{T_0}, \quad (1)$$

где P_1 , V_1 и T_1 - соответственно текущие параметры давления прессования, объема заготовки и температуры спекания;

P_0 , V_0 и T_0 - соответственно номинальные параметры давления прессования, объема заготовки и температуры спекания.

Объем заготовки можно определить по следующей формуле:

$$V_1 = S \cdot h_1 \text{ и } V_0 = S \cdot h_0, \quad (2)$$

где S - сечение заготовки;

h_1 - текущая высота прессовки;

h_0 - номинальная высота прессовки.

Принимая во внимание формулу (2), можно преобразовать формулу (1) следующим образом:

$$\frac{P_1 \cdot h_1}{T_1} = \frac{P_0 \cdot h_0}{T_0}. \quad (3)$$

Для сплава Fe-6,5% Si приведем следующие номинальные параметры: $P_0=2700$ МПа, $h_0=0,35 \cdot 10^{-3}$ м и $T_0=1773$ К.

По двум заданным текущим параметрам $P_1=800$ МПа, $h_0=1,0 \cdot 10^{-3}$ м можно приблизительно определить температуру спекания

$$T_1 = \frac{P_1 \cdot h_1 \cdot T_0}{P_0 \cdot h_0} = \frac{800 \cdot 1,0 \cdot 10^{-3} \cdot 1773}{2700 \cdot 0,35 \cdot 10^{-3}} \approx 1500 \text{ К.}$$

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Указ Президента РФ В. Путина № Пр-578 от 30 марта 2002 г. «Приоритетные направления развития науки, технологий и техники РФ и Перечень критических технологий РФ».

2. Патрина Н.А. Магнитомягкий металлокерамический материал для изделий автотракторного электрооборудования. В сб. Электротехнические металлокерамические изделия. М.: ЦИНТИЭП, 1962. с. 163-168.

3. Каган Я.И., Терлецкий В.Е., Бундур Г.К. и др. Металлокерамические магнитопроводы для электрических аппаратов переменного тока. В сб. Электротехнические металлокерамические изделия. М.: ВНИИЭМ, 1965. с. 41-48.

4. Францевич И.Н., Гунченко А.И. Панасюк О.А. В сб. Электротехнические металлокерамические изделия. М.: ЦИНТИЭП, 1962. с. 157-162.

5. Альтман А.Б., Гладышев П.А., Растанаев И.Д. Технические магнитные свойства магнитомягких металлокерамических сплавов. Материалы третьего научно-технического совещания по развитию производства и внедрению электротехнических изделий. М.: ВНИИЭМ, 1965. с. 22-31.

6. Альтман А.Б. Металлокерамика в электропромышленности. М.: ЦИНТИ Электропром, М., 1961. с. 123.

7. Аксенов Г.И., Орехов Ю.П. Методы улучшения магнитных свойств металлокерамического железо-кремнистого сплава. В сб. Электротехнические металлокерамические изделия. М.: ВНИИЭМ, 1965. с. 32-41.

Работа представлена на IV общероссийскую конференцию с международным участием «Новейшие технологические решения и оборудование», г. Москва, 11-13 мая 2006 г. Поступила в редакцию 03.04.2006г.

ВЛИЯНИЕ ДУГОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ ИЗГИБА

Тимофеев И.А.

Чувашский государственный педагогический университет, Чебоксары

Известно, что наличие дефектов в структуре кристаллической решетки влияет на многие свойства магнитных материалов. Новые структуры и свойства таких материалов еще мало изучены и могут представлять практический интерес.

Во многих источниках приводятся конкретные данные о механических свойствах реальных металлов и сплавов, но их связь с дислокациями не анализируется (1,2,3,4). Изменение основных свойств металлов и сплавов обусловлено присутствием в них различного рода дислокаций. Одним из направлений в технологии повышения физических и механических свойств металлов и сплавов является создание совершенной теории образования и поведения дислокаций (5,6,7,8).

Дислокации наряду с точечными дефектами представляют собой наиболее распространенные типы дефектов кристаллического строения твердых тел. Однако они в отличие от точечных дефектов более многообразны - как сами по себе по типам, так и по образуемым комплексам.

При деформации изгиба на выпуклой стороне слои образца испытывают растяжение с изгибом до нейтрального слоя, а на вогнутой - сжатие с изгибом после нейтрального слоя. При деформации изгиба, вследствие растяжения-изгиба и сжатия-изгиба сплава на выпуклой и вогнутой сторонах слоя, возникают