ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.621:62-567.7

РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ МАГНИТНОГО ФРИКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

© 2020 г. Хуюнь Су^{*a*}, Е Пань^{*a*, *}, Тао Лу^{*a*}

^аШкола материаловедения и технологии материалов, Главная лаборатория перспективных металлических материалов Цзянцу, Юго-восточный Университет, Нанкин, 211189 Китай

*e-mail: panye@seu.edu.cn Поступила в редакцию 28.01.2019 г. После доработки 14.05.2019 г. Принята к публикации 22.10.2019 г.

Изучены механические, фрикционные и магнитные свойства двойных (Fe–P) и тройных (Fe–P–Si) сплавов, изготовленных плазменно-искровым спеканием (SPS). Систематически исследовано влияние таких элементов, как P и Si, на трение, ударную вязкость и магнитные свойства сплавов. Показано, что ударная вязкость и магнитные свойства зависят от состава сплавов. Ударная вязкость и магнитные свойства зависят от состава сплавов. Ударная вязкость и магнитные свойства триченых спеканием при постоянной температуре 950°С в течение 15 мин, магнитная индукция насыщения, ударная вязкость и коэффициент трения Fe–0.4P могут достигать значений 2.0 Тл, 64.16 Дж/см² и 0.5 соответственно.

Ключевые слова: порошковая металлургия, магнитная индукция насыщения, коэффициент трения, ударная вязкость

DOI: 10.31857/S0015323020040075

ВВЕДЕНИЕ

Магнитные фрикционные материалы имеют как большой коэффициент трения, так и высокую магнитную индукцию насыщения и, следовательно, могут успешно использоваться в железнодорожных тормозах [1, 2[. В некоторых исследованиях показано, что тормозная мощность и скорость поезда связаны между собой кубическим соотношением [3, 4]. При разгоне высокоскоростного поезда до 350 км/ч накапливается большое количество кинетической энергии. Поэтому рельсы должны быть способны выдерживать тормозное усилие, оказываемое колесами, особенно при экстренном торможении [5–7].

В данной работе исследуются фрикционные материалы, исходя из требований к торможению для современных высокоскоростных поездов. Изготовленный методами порошковой металлургии магнитный фрикционный материал при контакте с рельсом может создавать значительное тормозное усилие при электромагнитном торможении. Наряду с другими способами торможения также учитывается использование магнитных характеристик фрикционного материала для достижения безопасного и эффективного торможения. Поэтому, с учетом магнитных свойств, в качестве основного магнитного элемента выбирается Fe, обладающее исключительными магнитными свойствами, с добавкой определенного количества таких элементов как Si, P и т.п., вводимых для улучшения магнитных и механических свойств [8–12]. При этом добавка Si может способствовать повышению коэффициента трения материала, P улучшению условия спекания для повышения плотности материала. В настоящей работе рассматривается возможность достижения наилучшего сочетания магнитных и фрикционных свойств путем оптимизации состава сплава и улучшения процесса спекания [13, 14].

По данным последних исследований, Юн Ван (Yong Wang) методом порошковой металлургии изготовил феррит Fe—0.4/P—0.6 с магнитной индукцией насыщения, достигающей 1.7 Тл. Шарма (Sharma) исследовал влияние элементов Р, С и Si на мягкие магнитные материалы на основе Fe. Было обнаружено, что при содержании С 0.07% и содержании Р 0.3%, магнитная индукция насыщения сплава может достигать примерно 1.78 Тл, однако введение Si может снизить намагниченность насыщения. Чауразия (Chaurasia) исследовал влияние содержания Р на магнитные свойства и обнаружил, что при добавлении Р магнитная

Таблица 1. Состав исследуемых образцов

Сплав	Содержание элемента, вес. %
C1	Fe-0.4P
C2	Fe-0.6P
C3	Fe-0.8P
C4	Fe-1.0P
D1	Fe-0.4P-0.45Si
D2	Fe-0.6P-0.45Si
D3	Fe-0.8P-0.45Si
D4	Fe-1.0P-0.45Si

индукция насыщения сначала увеличивается, а затем уменьшается. Когда количество Р достигает 0.45%, магнитная индукция насыщения может составлять до 1.75 Тл при максимальной коэрцитивной силе. Однако при этом не рассматривали совокупность механических и магнитных свойств магнитного фрикционного материала. Чинчжи Янь с сотр. (Qingzhi Yan) изготовил сплав Cu– 15Fe–10Co и показал, что его ударная вязкость может достигать 51.2 Дж/см² при коэффициенте трения 0.38. Однако о магнитных свойствах сплава не сообщается и не рассматривается возможность его использования в тормозных системах поездов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходными материалами в настоящем исследовании являются атомизированные порошки чистого Fe и сплавов Fe–0.8P и Fe–3.5Si. Порошки смешивали вместе при температуре 25° C в течение 2 ч в V-образном смесителе (в качестве твердой смазки использовали порошковый парафин в количестве 0.7 вес. %). Смесь порошков прессовали в цилиндрической графитовой прессформе размером Ø20 × 20 мм и спекали в установке для плазменно-искрового спекания. Спекание выполняли при температуре 900°C в течение 15 мин при скорости нагрева 100°C/мин при давлении 50 МПа, в результате чего были получены образцы цилиндрической формы, толщиной 13 мм. Состав каждого сплава приведен в табл. 1.

Из спеченных материалов вырезали образцы для металлографического исследования. Образцы шлифовали и полировали в поперечном сечении с использованием стандартных металлографических процедур. Для анализа микроструктуры образцы травили в течение 30 с в 0.5 об. % растворе азотной кислоты, после чего исследовали с помощью оптического микроскопа (OM, Olympus BX-60M) и сканирующего электронного микроскопа (SEM, Sirion). Ударную вязкость определяли при температуре 25°С с использованием соответствующего прибора для испытания. Фазовый состав спеченного сплава определяли с помощью рентгеновского дифракционного анализа (XRD). Для изучения магнитных свойств были изготовлены образцы размером \emptyset 5 × 0.5 мм и измерены на вибрационном магнитометре (VSM). Коэффициент трения определяли на установке для испытания на трение и износ при нагрузке 300 грамм и времени трения 30 мин. Плотность образцов определяли по закону Архимеда.

Внутреннее поле (в образце) и однородное приложенное поле при определенной толщине материала не равны по величине. Величина N (N связано с соотношением длины образца к диаметру) в уравнении 1 составляет 0.0196, если для испытываемого образца h/d = 0.1. На рис. 1 привелены уточненные магнитные свойства спеченных образцов с учетом уравнения 1 [18]. Из рисунка можно видеть, что магнитная индукция насыщения образца С1 составляет 2.0 Тл. Из рис. 1а видно, что линии петли гистерезиса почти совпадают, что указывает на то, что коэрцитивная сила и остаточная индукция имеют очень малые значения. На вставке к рис. 1а приведено увеличенное изображение данных для петли гистерезиса вблизи начала координат, из которого видно, что коэрцитивная сила сплава составляет 380 А/м и остаточная индукция равна приблизительно 0.06 Тл. Петли гистерезиса для других семи исследованных образцов аналогичны приведенной на рис.1а. но значения магнитной индукции насыщения для них несколько отличаются. Как видно из рис. 1б, магнитная индукция насыщения имеет тенденцию к повышению при увеличении содержания Р. Однако при содержании Р от 0.8 вес. % наблюдается тенденция к понижению. С другой стороны, магнитная индукция насыщения немного снижается при добавлении Si, но ее значение, тем не менее, остается вблизи значения 2.0 Тл. Добавление Р способствует уплотнению и спеканию сплава и, как следствие, повышению магнитной индукции. Однако введение немагнитного Si и чрезмерно высокое содержание Р может привести к снижению магнитной индукция насыщения материала.

$$H = H_{\rm a} - NM, \tag{1}$$

H – внутреннее поле в трех измерениях, $H_{\rm a}$ – приложенное однородное поле, N – размагничивающий фактор, M – намагничивание материала, в гауссах.

На рис. 2 приведены фрикционные свойства спеченных сплавов. Видно, что процесс трения



Рис. 1. Петля гистерезиса (B-H) для сплава C1(а); изменение магнитной индукции насыщения в зависимости от содержания Р (б).

проходит, в основном, в две стадии. Первая стадия характеризуется быстрым увеличением коэффициента трения в начале процесса трения в течение 5 мин. На второй стадии коэффициент трения не изменяется, и через 5 мин коэффициент трения для образца С1 составляет около 0.51. Исходя из ряда трибологических экспериментальных данных, можно утверждать, что коэффициент трения всех исследованных образцов превышает значение 0.5.

На рис. 3а–3г видны расположенные в царапинах ямки и частицы, причем некоторые из твердых частиц частично внедрены в матрицу и некоторые полностью оторваны. На изображениях микрорельефа поверхности на рис. 3д–3е можно видеть светлые твердые абразивные частицы и приставшую абразивную стружку. Из результатов рентгенодифракционного анализа (XRD), приведенных на рис. 3ж–3з, следует, что массовая доля кислоро-



Рис. 2. Изменение коэффициента трения для сплава С1 в зависимости от времени трения (а); изменение коэффициента трения в зависимости от содержания Р (б).

да в твердых частицах достигает 26.12 вес. %, тогда как содержание кислорода в матрице относительно мало. Исходя из рис. $3и-3\kappa$, можно утверждать, что на поверхности трения, помимо основных элементов, присутствуют оксиды, в основном в виде Fe_2O_3 и SiO₂.

Приведенные выше экспериментальные данные могут быть объяснены следующим образом: сплав может легко окисляться на воздухе с образованием твердых частиц оксидов из-за высокой температуры, создающейся в процессе трения. Выступы из таких твердых частиц оксидов приводят к повышению и стабилизации коэффициента трения во время движения. Одновременно они могут приводить к уменьшению степени износа фрикционного материала. Поэтому процесс трения разделяется на две стадии. Кроме того, добавление Si может привести к образованию твердого соединения SiO₂, дополнительно повышающего



Рис. 3. SEM-изображение поверхности трения и поверхности износа образца С3 при различном увеличении (а–е); содержание элементов в гранулах (ж); содержание элементов в матрице (з); рентгенограмма поверхности трения образца С3 (и); рентгенограмма поверхности трения образца С7 (к).



Рис. 4. Изменение ударной вязкости в зависимости от содержания Р (а); SEM-изображение зоны ударного разрушения и разрыва образца С1 (б).

коэффициент трения. При этом, как можно видеть из рис. 3, деформация поверхности незначительна и пустот мало, что, в основном, обусловлено быстрым плазменно-искровым спеканием при определенном давлении. Поэтому матрица сплава имеет высокие твердость и коэффициент трения.

Из результатов испытания на ударную вязкость, представленным на рис. 4, можно видеть, что при увеличении содержания Р ударная вязкость образцов снижается из-за образования в матрице фосфоросодержащей хрупкой фазы. С другой стороны, при добавлении Si в матрицу Fe-P ударная вязкость также обнаруживает тенденцию к понижению. Однако ударная вязкость сплава Fe-0.4Р крайне высока и достигает 64.16 Дж/см². Основная причина заключается в том, что смешивали атомизированный порошок чистого Fe и порошок 50% Fe-0.8P, поэтому материал имеет высокую ударную вязкость и коэффициент трения, а также большую магнитную индукцию насыщения. Из рис. 4б видно, что зона разрыва сплава Fe-0.4Р имеет несколько характерных участков, что редко встречается в материалах, изготовленных методами порошковой металлургии.

На оптических микрофотографиях на рис. 5а отчетливо видны зерна и границы зерен спеченного сплава. Результаты рентгенодифракционного анализа, приведенные на рис. 56, свидетельствуют об отсутствии аномального роста зерна при температуре спекания 950°С и о том, что все добавляемые элементы внедрены в матрицу. Таким образом, при спекании Р и Si полностью диффундируют в матрицу, тем самым улучшая ударную вязкость и магнитные свойства сплава.

Из рис. 1 видно, что магнитная индукция насыщения систем Fe–xP и Fe–xP–0.45Si почти не изменяется при добавлении Si. Из рис. 4 видно, что когда содержание P составляет 0.4 вес. %, ударная вязкость резко уменьшается при добавлении Si. Однако по мере увеличения содержания P степень снижения ударной вязкости сохраняет тенденцию к уменьшению, пока на ударную вязкость не влияет добавление Si. При этом, как можно видеть из рис. 2, добавление Si может значительно повысить коэффициент трения, в основном изза того, что Si имеет высокие твердость и температуру плавления и имеется возможность образования



Рис. 5. Оптические микрофотографии образцов, при содержании Р от 0.4 до 1 (a); рентгенограмма образца D1 (б).

твердых частиц SiO2, повышающих коэффициент трения при торможении.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Материалы, изготовленные плазменно-искровым спеканием (SPS), имеют высокий коэффициент трения (0.55) и большую магнитную индукцию насыщения (2.0 Тл). Для изготовленных таким способом сплавов Fe-0.4P, Fe-0.4P-0.45Si и Fe-0.6P-0.45Si могут быть достигнуты повышенные значения ударной вязкости, составляющие 61.16, 24.79 и 23.49 Дж/см² соответственно. При этом данные фрикционные материалы могут найти применение в тормозах высокоскоростных поездов, использующих электромагнитное и механическое торможение, повышая тем самым безопасность движения поездов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

 Chaurasia S.K, Prakash U., Misra P.S., Chandra K. Development of P/M Fe–P soft magnetic materials // Bulletin of Mater. Sci. 2012. V. 35. P. 191–196.

- Blau P.J. Compositions, Functions and Testing of Friction Brake Materials and Their Additives // Office of Scientific & Technical Information Technical Reports. 2001.
- Jin H, Wu Y, Hou S, Wu Y., Hou S., Li Y., Liu M., Ji. Z., Yuan J. The Effect of Spherical Silica Powder on the Tribological Behavior of Phenolic Resin – Based Friction Materials // Tribology Letters. 2013. V. 51. P. 65–72.
- Datsko O.I. Dislocation-Induced Internal Friction of a Material with Vacancies in Weak Magnetic Field Pulses // Phys. Sol. State. 2002. V. 44. P. 300–301.
- Lee W.K, Rhee T.H, Kim H.S, Jang H. Effects of antimony trisulfide (Sb2S3) on sliding friction of automotive brake friction materials. // Met. Mater. Intern. 2013. V. 19. P. 1101–1107.
- 6. *Kumari M., Pop I., Nath G.* Unsteady MHD boundary layer flow and heat transfer of a nonneBeconian fluid in the stagnation region of a twodimensional body // Magnetohydrodynamics. 2007. № 43. P. 301–314.
- Solov'ev M.M., Filippov B.N. The effect of friction on nonlinear oscillations of interacting domain walls in an external periodic field. // J. Tech. Phys. 2000. № 45. P. 1566–1570.
- 8. *Ghaderi A R, Ahmadabadi M N, Ghasemi H M*. Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron // Wear. 2003. № 255. P. 410–416.
- Elkady O.A.M, Abu-Oqail A., Ewais E.M.M., El-Sheikh M. Physico-mechanical and tribological properties of Cu/h-BN nanocomposites synthesized by PM route // J. Alloys Comp. 2015. № 625. P. 309–317.

 Golchin A, Friedrich K, Noll A, Prakash B. Tribological behavior of carbon-filled PPS composites in water lubricated contacts // Wear. 2015. P. 456–463.

493

- 11. *Krajewski W, Zych J., Greer A.L., Buraś J.* Effectiveness of Zn-Ti based refiner of Al and Zn foundry alloys // Foundry Trade J. 2007. V. 180. P. 97–100.
- Moustafa S.F, El-Badry S.A, Sanad A.M., Kieback B. Friction and wear of copper-graphite composites made with Cu-coated and uncoated graphite powders // Wear. 2002. V. 253. P. 699–710.
- 13. *Rajkumar K, Aravindan S*. Microwave sintering of copper-graphite composites // J. Mater. Proces. Techn. 2009. № 209. P. 5601–5605.
- Jidong M, Mingli Q, Lin Z., Ruijie Z., Xuanhui Q. // J. Magn. Magn. Mat. 2013. V. 329. P. 24–29.
- Li L., Zi G., Li A., Yi J., Ge Y. Fabrication of carbonyl iron powder/SiO₂-reduced iron powder/SiO₂ soft magnetic composites with a high resistivity and low core loss //J. Magn. Magn. Mat. 2018. V. 464.
- Svensson L, Frogner K, Jeppsson P, EdellT C, Andersson M. Soft magnetic moldable composites: properties and applications // J. Magn. Magn. Mater. 2012. V. 324. P. 2717–2722.
- Jang G.B., Hur M.D., Kang S.S. A study on the development of a substitution process by powder metallurgy in automobile parts // J. Mater. Proces. Techn. 2000. V. 100. P. 110–115.
- Chen D.X, Brug J.A, Goldfarb R.B. Demagnetizing factors for cylinders // J. IEEE Trans. Magn. 1991. № 27. P. 3601–3619.