

Еще один случай разрушения волоки представляет собой выкрашивание выходной зоны. Он отличается от приведенных выше примеров тем, что этот дефект локализуется на пересечении цилиндрической части волоки и выходного конуса. Выкрашивание выходной зоны иногда вызывается включениями или сварными швами на проволоке. Оно также может быть вызвано неправильной геометрией выходного конуса. Острый угол в выходной части калибровочного цилиндра также представляет собой слабый участок и легко выкрашивается.

В отличие от механических напряжений направление воздействия, возникающих при эксплуатации волоки термических напряжений (в результате нагрева при эксплуатации) труднее определимо, поэтому в результате данных напряжений могут появиться трещины различных типов. Трещины, вызываемые термическими напряжениями, могут быть случайны как по размеру, так и по направлению, и обычно их не одна – две, а множество. Вершины трещин, образовавшихся в результате термических напряжений, становятся концентраторами напряжений, и сопутствующие механические напряжения вызывают быстрый рост (развитие) трещин.

Трещиностойкость изменяется при изменении химического состава твердого сплава и изменении размера зерна. При увеличении содержания кобальта и крупнозернистой структуре твердый сплав обладает высоким сопротивлением к развитию продольных трещин. Уменьшение размера зерна карбида приведет к высокой поперечной прочности на разрыв.

### **Перспективы использования гранулированного нанокompозита FeCoZr-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для создания магниточувствительных устройств**

Аспирантка Касюк Ю.В.

Студент Максименко А.А.

Научный руководитель – Федотова Ю.А.

Белорусский государственный университет

Национальный центр физики частиц и высоких энергий БГУ

г. Минск

Идентификация и изучение свойств новых материалов с улучшенными магнитными свойствами имеет важное значение для разработки усовершенствованных датчиков и приводов. Интерес к исследованию гранулированных нанокompозитов (ГНК) «металл-диэлектрик», содержащих гранулы ферромагнитного сплава (FeCo, FeNi, FeCoZr и др.) распределенные в диэлектрической матрице (SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и др.) связан с возможностью их применения для создания магниточувствительных устройств (сенсоров), эксплуатируемых при высоких частотах. Преимущество использования данных материалов заключается в оптимальном сочетании достаточно высоких значений электросопротивления  $\rho$ , малых значений коэрцитивности  $H_c$  и высоких значений магнитосопротивления  $\Delta\rho/\rho=(\rho(B)-\rho_0)/\rho_0$ . Изменяя структуру таких ГНК, можно манипулировать их физическими свойствами и получать материалы с необходимым набором свойств. Транспортные, магнитные и магнитотранспортные свойства ГНК определяются многими факторами. К числу основных факторов можно отнести химический состав диэлектрической матрицы и металлических наночастиц, соотношение металлической и диэлектрической фаз в нанокompозите, магнитная структура наногранул, состояние границы раздела между наногранулами и матрицей [1].

В данной работе изучена взаимосвязь магнитных и магнитотранспортных свойств пленок ГНК (FeCoZr)<sub>x</sub>(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>1-x</sub>, 33 ат.% < x < 62 ат.%. Понимание подобных связей позволяет определить оптимальный состав нанокompозита для последующего использования при производстве магнитных сенсоров.

Тонкие пленки (~ 4 мкм) гранулированных нанокompозитов (FeCoZr)<sub>x</sub>(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>1-x</sub> состоящие из наночастиц FeCoZr распределенных в диэлектрической матрице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с различной концентрацией металлической фазы 33 ат.% < x < 62 ат.% были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени в смешанной атмосфере аргона и кислорода (1·10<sup>-1</sup> Па). Осаждение нанокompозитов осуществлялось на ситалловую подложку, которая охлаждалась водой. При таком методе синтеза наногранулы имеют аморфную структуру, т.е. имеют только ближний порядок упорядочения атомов в пространстве. Преимущества, связанные с получением аморфных частиц, заключаются в их низкой магнитной анизотропии, низких потерях при перемagnetивании, высоком значении начальной магнитной проницаемости как на низких (0,1-1 МГц), так и на высоких (5-15 МГц) частотах и в высокой прочности [2]. При конструировании нанокompозитов выбран сложный состав металлических гранул: Fe<sub>45</sub>Co<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>. Это обусловлено необходимостью стабилизации аморфной структуры ферромагнетика при комнатной температуре. С этой целью к ферромагнитным атомам железа и кобальта добавлено 10 % аморфизатора - циркония. Для материала матрицы нанокompозитов выбран Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, который является термически стабильными в широкой области температур [3].

Синтез образцов осуществлялся в смешанной атмосфере аргона и кислорода. В этом случае, согласно детальным исследованиям, проведенным на образцах гранулированного нанокompозита

$(\text{FeCoZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$  методом ЯГР-спектроскопии, происходит активное окисление металлических наночастиц и формируется структура «ядро-оболочка», которая способствует увеличению магниторезистивного эффекта в два раза и позволяет стабилизировать наночастицы при более высоких температурах [4].

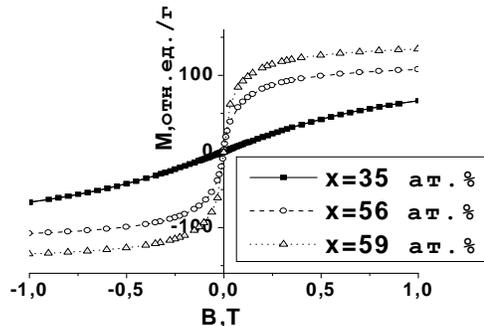


Рисунок 1 – Зависимость приведенной намагниченности ( $M$ ) от величины внешнего поля ( $B$ ) для различных составов композита  $(\text{FeCoZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$

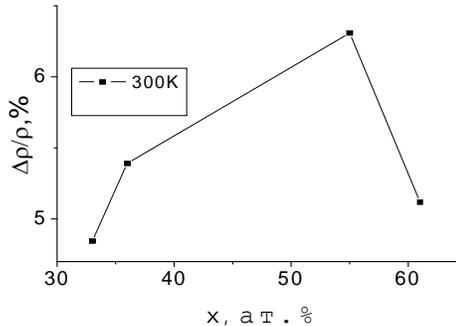


Рисунок 2 – Зависимость величины магнитосопротивления  $\Delta\rho/\rho$  от концентрации металлической фазы в нанокompозите  $(\text{FeCoZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$

На рисунке 1 представлены кривые намагниченности  $M(B)$ , которые исследовались методом вибрационной магнитометрии (Quantum design, VSM-PPMS) в поле с индукцией  $B$  до 8,9 Тл (2 – 300 К). Магнитосопротивление  $(\rho(B)-\rho)/\rho$  материала изучались в диапазоне температур 10 – 300 К при  $B$  до 8 Тл (рис. 2). Из зависимости на рис.2 видно, что величина магнитосопротивления сначала увеличивается с ростом концентрации металлической фазы, достигает максимального значения (6,3%), а затем падает. Однако, даже при достаточно высоких значениях  $x$  (61 ат.%) перколяционный переход не наблюдается. Это объясняется тем, что при синтезе материала в кислородсодержащей атмосфере происходит прогрессирующее окисление гранул  $\text{FeCoZr}$  с ростом их содержания в нанокompозитах и образуются структуры «ядро-оболочка», которая препятствует образованию проводящей сети и проводимость осуществляется за счет спин-зависимого характера туннелирования во всем исследуемом интервале концентраций металлической фазы. Близкое к нулю значение коэрцитивной силы и отсутствие выхода на насыщение намагниченности при комнатной температуре (рис. 1) свидетельствует о том, что наночастицы в композите находятся в суперпарамагнитном состоянии, слабо взаимодействуют между собой и не обладают магнитным упорядочиванием. При увеличении  $x$ , ат.% частицы металла увеличиваются в размерах, толщина прослоек между гранулами уменьшается, вероятность туннелирования возрастает и величина МС достигает наибольшего значения (рис.2). Дальнейшее увеличение концентрации приводит к тому, что частицы начинают взаимодействовать друг с другом, проявляется частичная магнитоупорядоченность и величина МС уменьшается. Отсутствие коэрцитивной силы во всем диапазоне концентраций и наличие экстремума у кривой МС( $x$ ,%) позволяет выбрать оптимальный состав нанокompозита, который будет обладать максимальным значением магнитосопротивления без ущерба для его коэрцитивных свойств.

Таким образом, ГНК  $(\text{FeCoZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$  является перспективным материалом для создания магниточувствительных устройств, так как при синтезе данного ГНК есть возможность подобрать оптимальное соотношение концентраций металла, при котором эффект магнитосопротивления будет максимальным без изменения коэрцитивных свойств ГНК.

#### Литература

1. Fedotova J., Adv. In Nanoscale Magnetism, Springer 122, 2007.
2. Даринский Б.М., Калинин Ю.Е. и др., Влияние термической обработки на плотность локализованных состояний, Воронеж, Воронежский гос. техн. ун-т, Известия Тулгу 6, 2006.
3. Ю. Е. Калинин, А. В. Ситников, Физические свойства нанокompозитов металл-диэлектрик с аморфной структурой, «Альтернативная энергетика и экология» 10(54), 2007, 9-21.
4. A.Saad, J. Fedotova, J. Nechai, Szilagy E., Marszalek M., All. Comp. 471(1-2), (2009).