

УДК 621.315.592

## ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ТЕРМОЭЛЕКТРОДВИЖУЩУЮ СИЛУ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ (МАТРИЦА) + $x\text{Ni}$ (НАПОЛНИТЕЛЬ)

© 2023 г. М. Жежу<sup>1, \*</sup>, А. Е. Васильев<sup>2</sup>, О. Н. Иванов<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
“Белгородский государственный технологический университет имени В.Г. Шухова”, Белгород, Россия

<sup>2</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования  
“Белгородский государственный национальный исследовательский университет”, Белгород, Россия

\*E-mail: marina\_jeju@mail.ru

Поступила в редакцию 05.12.2022 г.

После доработки 23.12.2022 г.

Принята к публикации 27.02.2023 г.

Установлены закономерности влияния содержания ферромагнитного наполнителя на особенности микроструктуры включений “ядро Ni–оболочка  $\text{NiTe}_2$ ”, изменения коэффициента Зеебека и концентрации электронов в образцах композитов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (матрица) +  $x\text{Ni}$  (наполнитель) с  $x = 0.00; 0.50; 0.85; 1.25$  и  $1.50$  мас. % Ni. Показано, что коэффициент Зеебека в композитах  $x = 0.50$  и  $0.85$  мас. % Ni превышает расчетные значения, что может быть связано с дополнительным рассеянием электронов на магнитных моментах атомов “ядер” включений.

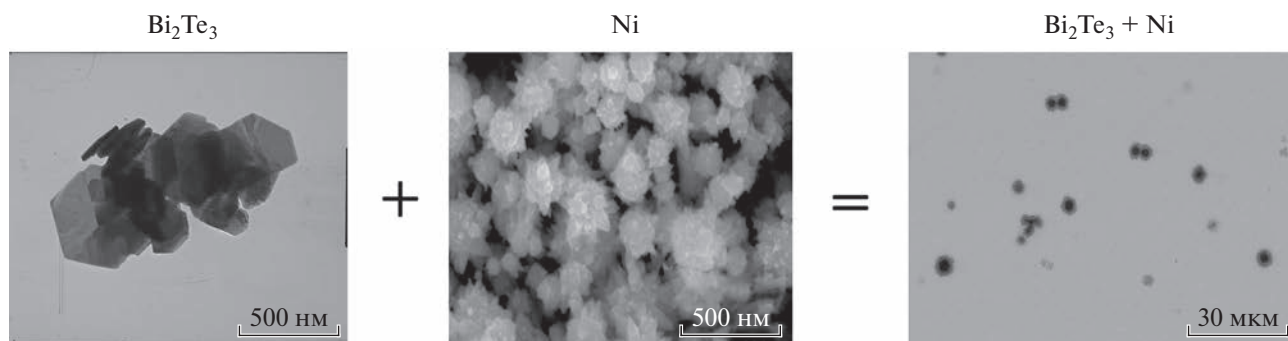
DOI: 10.31857/S0367676523701363, EDN: VKPKIX

### ВВЕДЕНИЕ

Термоэлектрические генераторы, осуществляющие прямое преобразование тепловой энергии в электрическую (за счет эффекта Зеебека), применяют для энергоснабжения труднодоступных потребителей энергии, аппаратов для изучения дальнего космоса, станций антикоррозионной защиты газопроводов и т.д. Эффективность генераторов зависит от свойств используемого материала, в том числе, от коэффициента Зеебека. Повышение коэффициента Зеебека приводит к повышению термоэлектрической добротности материала. Известно, что для повышения добротности в материале необходимо формировать специфическую дефектную структуру [1–3]. Целенаправленно созданные в термоэлектрике дефекты различной природы, размера и размерности являются центрами рассеяния, как для электронов, так и для фононов. Рассеяние электронов влияет на электропроводность и термо-ЭДС термоэлектрического материала, а рассеяние фононов определяет решеточный вклад в его полную теплопроводность. Композиты (нанокомпозиты), состоящие из матрицы на основе термоэлектрического материала и наполнителя различной природы, представляют собой пример материала, в которых эффективными центрами рассеяния электронов и фононов являются включения наполнителя, случайным или упорядоченным обра-

зом распределенные внутри матрицы. Перспективным классом термоэлектрических композитов являются композиты с магнитоактивными включениями (Ni, Fe, Co, Gd), атомы которых обладают магнитными моментами [4–8]. В таких композитах может происходить дополнительное рассеяние электронов на магнитных моментах атомов. Раньше на примере термоэлектрического композита, состоящего из матрицы  $\text{Bi}_{0.37}\text{Sb}_{1.63}\text{Te}_3$  с магнитоактивными включениями  $\text{GdCo}_2$ , было показано, что такое дополнительное рассеяние может приводить к увеличению термо-ЭДС композита, выражаемого с помощью коэффициента Зеебека и, следовательно, к увеличению термоэлектрической добротности композита [9].

Целью настоящей работы было обнаружение возможного эффекта повышения термо-ЭДС (коэффициент Зеебека) в композите системы  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (матрица) + Ni (наполнитель) с различным содержанием наполнителя. Выбранный в качестве матрицы композита теллурид висмута, используется в качестве одного из компонент твердых растворов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  (с электронным типом проводимости) и  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Sb}_2\text{Te}_3$  (с дырочным типом проводимости), которые находят широкое применение при создании различных низкотемпературных термоэлектрических электрогенераторов и твердотельных холодильников [10].



**Рис. 1.** Схема формирования микроструктуры “матрица–наполнитель” в композите  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + 0.5 \text{ мас. \% Ni}$  в процессе искрового плазменного спекания исходных порошков материала матрицы  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и материала наполнителя Ni. Типичные частицы в порошках матрицы и наполнителя представлены на соответствующих РЭМ-изображениях. BSE-изображение (справа) полированной поверхности композита позволяет визуализировать по композиционному контрасту (оттенку серого цвета) темно-серые включения наполнителя, распределенные в светло-серой матрице.

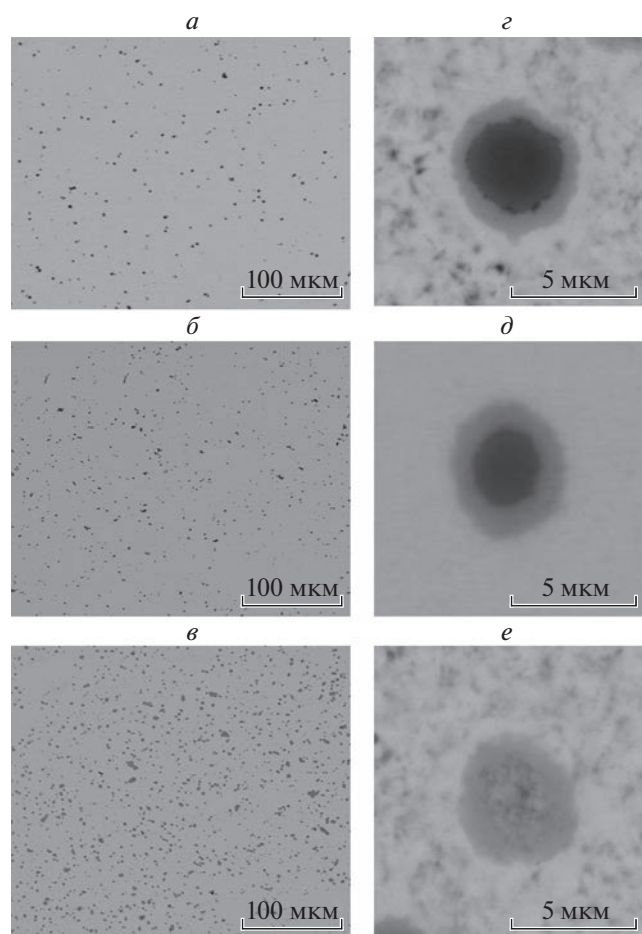
## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Для получения композитов системы  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с различным содержанием Ni ( $x = 0.00, 0.50, 0.85, 1.25$  и  $1.50 \text{ мас. \% Ni}$ ) вначале синтезировали исходные порошки  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и Ni. Для синтеза исходного порошка  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  брали в качестве прекурсоров оксиды  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  и  $\text{TeO}_2$  высокой степени чистоты, которые растворяли в этиленгликоле. Для контроля значения pH, в раствор добавляли в качестве щелочного агента КОН. Полученный раствор переносили в колбу, которую затем нагревали до кипения для испарения воды. Затем колбу герметично закрывали обратным холодильником и выдерживали при температуре 458 К в течение 4 ч. Полученную в результате данного процесса суспензию охлаждали до комнатной температуры. Синтезированный порошок из суспензии выделяли фильтрованием, очищали 3-кратной промывкой этанолом и ацетоном и высушивали в атмосфере аргона при температуре 523 К в течение 2 ч. Для синтеза порошка Ni растворяли 5 г  $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  в 400 мл этиленгликоля, и в полученный раствор добавляли 10 г КОН. Далее реакционную смесь нагревали до температуры 353 К при интенсивном перемешивании для достижения однородного состояния. Полученный в данном процессе золь охлаждали до комнатной температуры, затем в него медленно добавляли гидразингидрат и нагревали до температуры 373 К, при которой выдерживали 1 ч для завершения процесса восстановления  $\text{Ni}^{2+} \rightarrow \text{Ni}^0$ . Синтезированный порошок Ni собирали неодимовым магнитом и промывали этанолом и ацетоном для удаления органических примесей. Для приготовления композитов исходные порошки  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и Ni брали в соотношении, соответствующем определенному значению  $x$ , тщательно перемешивали с помощью планетарной мельницы в течение 30 мин, и полученную смесь порошков подверга-

ли искровому плазменному спеканию (установка SPS-25/10) при давлении 40 МПа и температуре 573 К в течение 2 мин. Растровую электронную микроскопию (РЭМ, микроскоп Nova NanoSEM 450) применяли для изучения особенностей микроструктуры композитов. Для установления особенностей распределения фаз материалов матрицы и наполнителя композитов использовали метод BSE (метод обратно рассеянных электронов). Коэффициент Зеебека  $S$  (коэффициент термо-ЭДС или термо-ЭДС) композитов измеряли с помощью установки ZEM-3 дифференциальным методом. Концентрация электронов в композитах с различным содержанием наполнителя была определена на основе изучения эффекта Холла (установка Mini Cryogen Free).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Формирование необходимой микроструктуры “матрица–наполнитель” в композитах  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  при искровом плазменном спекании исходных порошков материала матрицы и материала наполнителя для композита с  $x = 0.50 \text{ мас. \% Ni}$  схематически показано на рис. 1. В левой части рисунка приведены РЭМ-изображения типичных частиц в исходных порошках  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и Ni. Исходный порошок  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  соответствовал пространственной группе симметрии  $R3m$  с параметрами кристаллической решетки  $a = 0.4354 \text{ нм}$  и  $c = 3.035 \text{ нм}$  и состоял преимущественно из гексагональных пластин со средним размером несколько сотен нм и толщиной  $\sim 100 \text{ нм}$ . Исходный порошок Ni соответствовал гранецентрированной кубической фазе  $Fm3m$  с параметром кристаллической решетки  $a = 0.3525 \text{ нм}$  и состоял из агломерированных образований, имеющих форму, близкую к сферической с диаметром сферы 150–200 нм. Агломераты состояли из отдельных частиц неправильной формы и с размером не-



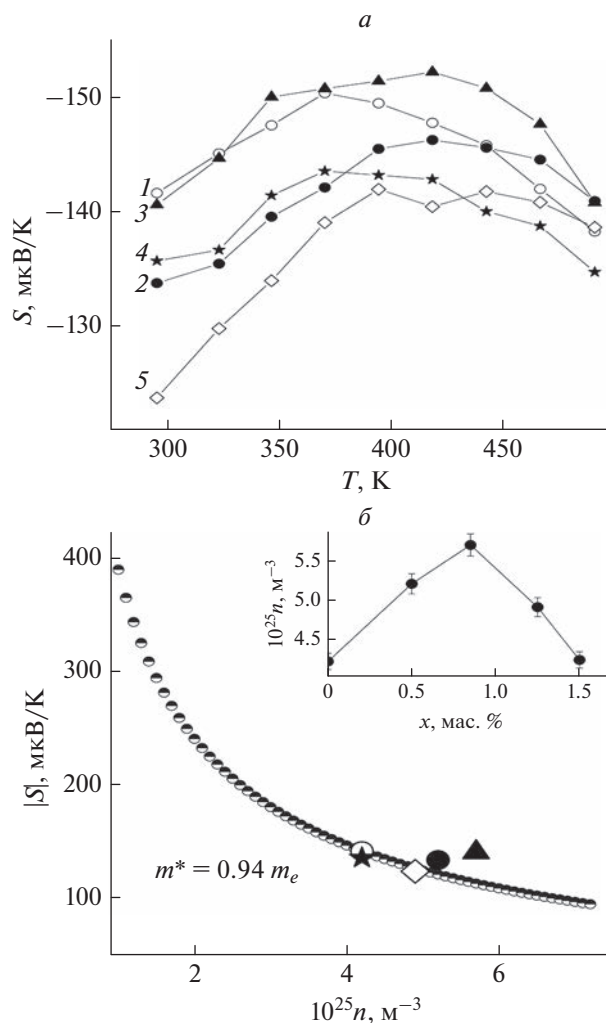
**Рис. 2.** BSE-изображения полированных поверхностей и типичных включений для образцов композита  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с  $x = 0.50$  (а и з), 0.85 (б и д) и 1.50 (в и е).

скольких десятков нм, т.е. исходный порошок Ni состоял из многочастичных образований. Агломерирование отдельных частиц Ni в сферические образования в процессе синтеза исходного порошка может быть связано с их ферромагнитным взаимодействием (температура Кюри для Ni равна 628 K). В правой части рис. 1 приведено BSE-изображение полированной поверхности материала, полученного из исходных порошков  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и Ni. На BSE-изображении фазы матрицы и наполнителя композита четко визуализируются по степени композиционного контраста, что связано с тем, что фаза материала, состоящая из атомов с более высоким средним порядковым номером, отражает большее количество электронов, формируя, таким образом, более светлые области на изображении. Легко видеть, что в исследуемом композите включения наполнителя, соответствующие темно-серым “островкам”, случайным образом распределены в светло-серой матрице. Такая идентификация фаз материалов матрицы и наполнителя была ранее подтверждена на основе

рентгенофазового анализа и изучения элементного состава композитов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  [6]. Поверхностная плотность включений наполнителя (количество включений на единицу поверхности) увеличивается с увеличением концентрации  $x$  (рис. 2). Включения наполнителя в композитах с различным содержанием Ni имеют структуру типа “ядро–оболочка”. Как было показано ранее [6], “ядро” включения соответствует ферромагнитному Ni, тогда как “оболочка” соответствует новой фазе  $\text{NiTe}_2$ , которая формируется в результате химической реакции  $\text{Ni}^0 + 2\text{Te}^{2-} \rightarrow \text{NiTe}_2$  между материалами наполнителя и матрицы в процессе искрового плазменного спекания соответствующих исходных порошков, и не является ферромагнитной. Микроструктуру включений  $\text{Ni@NiTe}_2$  можно характеризовать толщиной “оболочки”  $l$  и радиусом “ядра”  $R$ . Принимая во внимание соотношение  $l/R$ , все включения можно условно разделить на три основных типа. Включения первого типа состоят из большого ядра, но тонкой оболочки, т.е.  $R >$  (или  $\gg$ )  $l$ . Для второго типа  $R$  и  $l$  примерно равны друг другу. Во включениях третьего типа преобладает оболочка, т.е.  $l >$  (или  $\gg$ )  $R$ . Было установлено, что при увеличении содержания Ni в исследуемых композитах происходит постепенный переход от включений первого типа через включения второго типа к включениям третьего типа. BSE-изображения типичных включений, подтверждающих эту тенденцию, также показаны на рис. 2. Для образца с  $x = 0.50$  мас. % Ni во включениях “ядро Ni–оболочка  $\text{NiTe}_2$ ” преобладает “ядро”, в образце с  $x = 0.85$  мас. % Ni формируются включения с примерно равными долями “ядра” и “оболочки”, наконец, в образце с  $x = 1.50$  мас. % Ni преобладающими являются включения, состоящие только их материала “оболочки”. Первичным механизмом формирования включений  $\text{Ni@NiTe}_2$  является высокотемпературное диффузионное перераспределение атомов материалов матрицы и наполнителя в процессе синтеза композита из исходных порошков матрицы и наполнителя. Именно эта диффузия инициирует химическую реакцию  $\text{Ni}^0 + 2\text{Te}^{2-} \rightarrow \text{NiTe}_2$ . Увеличение доли “оболочки” и соответствующее уменьшение доли “ядра” во включениях композитов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с увеличением содержания Ni свидетельствует об активизации процесса диффузии во время искрового плазменного спекания, т.е. об увеличении коэффициента диффузии. Однако температура и длительность искрового плазменного спекания порошков для всех образцов с различными  $x$  были одинаковыми. В этом случае логично считать, коэффициент диффузии не должен зависеть от  $x$ . Чтобы объяснить наблюдаемые изменения микроструктуры включений, рассмотрим физические механизмы, действующие в процессе искро-

вого плазменного спекания при одновременном воздействии на спекаемый порошок одноосного давления и импульсного электрического тока. Известно, что при этом необходимо учитывать действие несколько электрических, механических и тепловых факторов [11]. Спекание инициируется под действием импульсов электрического тока, который проходит через частицы спекаемого порошка, находящиеся под постоянным механическим давлением. За счет выделения джоулева тепла, сдавливаемые частицы нагреваются в точках контакта за счет повторяющихся искровых разрядов, которые действуют в зазорах между контактирующими частицами, что приводит к более быстрой термоактивационной диффузии атомов спекаемого материала. Удельное электрическое сопротивление Ni и  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  существенно различаются. При комнатной температуре удельное сопротивление Ni составляет  $\sim 6.5 \cdot 10^{-2}$  мкОм  $\cdot$  м [12], тогда как удельное сопротивление  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ , используемого при приготовлении композитов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$ , равно  $\sim 23$  мкОм  $\cdot$  м [7]. Поэтому внедрение Ni в  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  приведет к развитию сильной электрической неоднородности композита. Пространственное распределение электрических неоднородностей будет перераспределять электрический ток таким образом, что ток будет преимущественно течь через области с меньшим сопротивлением, т.е. через включения Ni [13]. При увеличении содержания Ni число таких включений будет увеличиваться, что приведет к тому, что большая часть импульсного тока будет протекать через включения, локально разогревая их и, соответственно, увеличивать коэффициент диффузии Ni в матрице  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ . Следовательно, реакция  $\text{Ni}^0 + 2\text{Te}^{2-} \rightarrow \text{NiTe}_2$  будет ускоряться, что и приведет к экспериментально наблюдаемому увеличению доли “оболочки” во включениях Ni@NiTe<sub>2</sub>.

На рис. 3а приведены температурные зависимости коэффициента Зеебека, снятые в интервале температур 290–550 К на образцах композита  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с различным содержанием Ni. Отрицательный знак  $S$  свидетельствует о том, что основными носителями тока в образцах являются электроны. Эти зависимости являются типичными для соединений на основе  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  [14, 15]. На всех кривых  $S(T)$  наблюдается максимум при температуре  $\sim 400$  К. Наблюдаемый с увеличением температуры рост  $S(T)$  ниже температуры максимума соответствует поведению термо-ЭДС, характерному для вырожденного электронного полупроводника, для которого концентрация электронов практически не зависит от температуры. Выше температуры максимума коэффициент Зеебека уменьшается с ростом температуры, что связано с наступлением собственной проводимости, сопровождающейся термической генераци-



**Рис. 3.** Температурные зависимости коэффициента Зеебека для образцов композита  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  (а) с  $x = 0.00$  (кривая 1); 0.50 (2); 0.85 (3); 1.25 (4) и 1.50 (5). Зависимость коэффициента Зеебека от концентрации электронов при температуре 300 К, рассчитанная для  $m^* = 0.94m_0$  (б). Символами показаны экспериментальные значения  $S$  для образцов композита  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с различным содержанием Ni (символы для различных  $x$  соответствуют символам кривых на рис. 3а). На вставке показана зависимость концентрации электронов от содержания Ni.

ей электронно-дырочных пар. Поскольку знак  $S$  для дырок положительный, коэффициент Зеебека будет постепенно уменьшаться при увеличении температуры. Видно, что зависимости  $S(T)$  зависят от содержания Ni, но это влияние на термо-ЭДС является достаточно сложным, что может быть связано с тем, что несколько механизмов (изменение концентрации электронов, изменение концентрации, размера и микроструктуры включений “ядро Ni–оболочка NiTe<sub>2</sub>”, измене-

ние степени текстурирования и т.д.) могут одновременно и взаимосвязано влиять на термо-ЭДС.

Для точного определения влияния ферромагнитного наполнителя на термо-ЭДС композитов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с различными  $x$ , используем подход, ранее предложенный для анализа влияния включений  $\text{GdCo}_2$  на термо-ЭДС  $\text{Bi}_{0.37}\text{Sb}_{1.63}\text{Te}_3$  [9]. Для этого необходимо знать изменение концентрации электронов  $n$  в композитах при изменении содержания наполнителя. Зависимость  $n(x)$ , полученная с помощью изучения эффекта Холла при комнатной температуре, показана на вставке к рис. 3б. Эта зависимость имеет максимум при  $x = 0.85$  мас. % Ni. Очевидно, что источником электронов в композитах является металлический Ni, находящийся во включениях. При увеличении  $x$ , с одной стороны, увеличивается содержание Ni в исходных порошках наполнителя, что должно приводить к увеличению  $n$  в композитах, а с другой стороны, при спекании композитов уменьшается доля “ядра Ni” во включениях Ni@NiTe<sub>2</sub> (рис. 2), что должно приводить к уменьшению  $n$ . Иными словами, при увеличении  $x$  число включений наполнителя хотя и растет, но доля металлического Ni во включениях уменьшается. В результате конкурирующего действия этих двух тенденций на зависимости  $n(x)$  и появляется соответствующий максимум.

Учтем, что  $S$  и  $n$  связаны друг с другом с помощью следующего выражения

$$S = \frac{2k_B^2 T m^*}{3e\hbar^2} \left(\frac{\pi}{3n}\right)^{2/3} \left(\frac{3}{2} + \gamma\right), \quad (1)$$

где  $k_B$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура,  $e$  – заряд электрона,  $\hbar$  – постоянная Планка,  $m^*$  – эффективная масса электрона и  $\gamma$  – фактор рассеяния.

Эффективную массу электрона для чистого  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (без наполнителя) рассчитывали в рамках модели простой параболической зоны с использованием выражения

$$n = 4\pi \left(\frac{2m^* k_B T}{h^2}\right)^{3/2} F_{1/2}(\eta), \quad (2)$$

где  $F_{1/2}(\eta)$  – интеграл Ферми для зоны проводимости и  $\eta$  – приведенный уровень Ферми.

Далее, экспериментальную зависимость  $S(T)$  использовали для определения значения интеграла Ферми. Расчет с помощью выражения (2) и со значениями  $F_{1/2}(\eta) = 1.6487$  и  $T = 300$  К, позволил получить  $m^* = 0.94m_e$  ( $m_e$  – масса свободного электрона). Зависимость  $|S| = f(n)$ , построенная для данного значения эффективной массы электрона с помощью выражения (1), показана на рис. 3б, на этом же рисунке показаны экспериментальные значения коэффициента Зеебека, из-

меренные при комнатной температуре для образцов композита  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с различным содержанием Ni, и, следовательно, с различными значениями  $n$  (символы для различных  $x$  соответствуют символам кривых на рис. 3а). Видно, что значения коэффициента Зеебека для образцов с  $x = 0.00, 1.25$  и  $1.50$  мас. % Ni хорошо согласуются с расчетной кривой  $|S| = f(n)$ , тогда как значения  $|S|$  для образцов с  $x = 0.50$  и  $0.85$  мас. % Ni лежат несколько выше этой кривой. Такое отклонение экспериментальных значений от расчетной кривой может свидетельствовать о появлении дополнительного механизма рассеяния электронов в композитах с данными  $x$ . Этот механизм может приводить к увеличению коэффициента Зеебека через увеличение фактора рассеяния  $\gamma$  в выражении (1). Следует заметить, что в образце с  $x = 0.00$  мас. % Ni включения отсутствуют, в образцах с  $x = 1.25$  и  $1.50$  мас. % Ni включений Ni@NiTe<sub>2</sub> много, но во включениях преобладает “оболочка NiTe<sub>2</sub>”, а не ферромагнитное “ядро Ni”, и только в образцах с  $x = 0.50$  и  $0.85$  мас. % Ni существуют включения с преобладающим “ядром Ni” (для этих концентраций Ni растет и концентрация электронов, т.е. в этом случае металлические “ядра Ni” эффективно работают как источник легирующей примеси). Тогда можно сделать вывод, что дополнительным механизмом рассеяния электронов в композитах с  $x = 0.50$  и  $0.85$  мас. % Ni, приводящим к повышенным значениям коэффициента Зеебека, является рассеяние электронов на магнитных моментах атомов Ni, входящих в состав “ядра” включений Ni@NiTe<sub>2</sub>.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в композитах  $\text{Bi}_2\text{Te}_3 + x\text{Ni}$  с определенным содержанием наполнителя, термо-ЭДС может возрастать за счет рассеяния электронов на магнитных моментах атомов Ni, входящих в состав “ядра” включений “ядро Ni–оболочка NiTe<sub>2</sub>”. Изменяя содержание Ni, можно получить образцы с различной долей “ядра” и “оболочки” во включениях; такие образцы будут обладать различной эффективностью рассеяния электронов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № 0625-2020-0015).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Saito W., Hayashi K., Dong J. et al. // Sci. Reports. 2020. V. 10. Art. No. 2020.
2. Dong X., Cui W., Liu W.-D. et al. // J. Mater. Sci. Technol. 2021. V. 86. P. 204.
3. Zhou C., Lee Y.K., Cha J. et al. // J. Amer. Chem. Soc. 2018. V. 140. P. 9282.

4. Zhao W., Liu Z., Wei P. et al. // Nature Nanotechnol. 2017. V. 12. P. 55.
5. Zhao W., Liu Z., Sun Z. et al. // Nature. 2017. V. 13. P. 247.
6. Ivanov O., Yaprntsev M., Vasil'ev A. et al. // Chin. J. Phys. 2022. V. 77. P. 24.
7. Иванов О.Н., Япрынцеv М.Н., Васильев А.Е. и др. // Стекло и керамика. 2021. № 11. С. 23; Ivanov O., Yaprntsev M., Vasil'ev A. et al. // Glass Ceram+. 2022. V. 78. No. 11. P. 442.
8. Иванов О.Н., Япрынцеv М.Н., Васильев А.Е. и др. // Стекло и керамика. 2022. № 5. С. 31; Ivanov O., Yaprntsev M., Vasil'ev A. et al. // Glass Ceram+. 2022. V. 95. No. 5. P. 31.
9. Li C., Ma S., Cui W. et al. // Mater. Today Phys. 2021. V. 19. Art. No. 100409.
10. Goldsmid H.J. // Materials. 2014. V. 7. P. 2577.
11. Chaim R. // Mater. Sci. Engin. A. 2007. V. 443. No. 1–2. P. 25.
12. Farell T., Greig D. // J. Phys. C. 1968. V. 1. P. 1359.
13. Xu R., Husmann A., Rosenbaum T.F. et al. // Nature. 1997. V. 390. P. 57.
14. Perera D., Tokita M., Moricca S. // J. Eur. Ceram. Soc. 1997. V. 18. P. 401.
15. Song S.-X., Wang Z., Shi G.-P. // Ceram. Int. 2013. V. 39. P. 1393.

## Effect of microstructure on the thermo-power of thermoelectric composite of the $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ (matrix) + $x\text{Ni}$ (filler) system

M. Zhezhu<sup>a,\*</sup>, A. E. Vasil'ev<sup>b</sup>, O. N. Ivanov<sup>a,b</sup>

<sup>a</sup> Belgorod State Technological University, Belgorod, 308012 Russia

<sup>b</sup> Belgorod State University, Belgorod, 308015 Russia

\*e-mail: marina\_jeju@mail.ru

The patterns of effect of the ferromagnetic filler content on the features in the microstructure of “Ni core–shell  $\text{NiTe}_2$ ” inclusions, changes in the Seebeck coefficient and electron concentration in samples of the  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (matrix) +  $x\text{Ni}$  (filler) composites with  $x = 0.00; 0.50; 0.85; 1.25$  and  $1.50$  wt % have been found. It is shown that the Seebeck coefficient in the composites  $x = 0.50$  and  $0.85$  exceeds the calculated values, which may be due to additional scattering of electrons by the magnetic moments of inclusion atoms.