

НАНОМАТЕРИАЛЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО
И КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

УДК 53.043

ОСОБЕННОСТИ ТРАНСПОРТНЫХ СВОЙСТВ
ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МАТРИЦЫ
ИЗ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ И НАПОЛНИТЕЛЯ
ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

© 2022 г. О. Н. Иванов^{1,2,*}, М. Н. Япрынцев^{1,3}, А. Е. Васильев^{1,2},
Н. Р. Меметов⁴, В. В. Ховайло^{1,3}

¹Национальный исследовательский технологический университет “Московский институт стали и сплавов”,
Москва, Россия

²Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова, Белгород, Россия

³Белгородский государственный университет, Белгород, Россия

⁴Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия

*E-mail: Ivanov.Oleg@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 29.12.2021 г.

После доработки 16.01.2022 г.

Принята к публикации 16.01.2022 г.

Впервые получены термоэлектрические наноконпозиты, состоящие из среднеэнтропийного сплава $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ (матрица наноконпозита) и углеродных нанотрубок “Таунит-М”, УНТ (наполнитель наноконпозита). Все наноконпозиты $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ с различным содержанием наполнителя ($x = 0, 0.05, 0.1, 0.5, 1.0, 1.5$ и 2.0 мас. %), полученные с помощью искрового плазменного спекания исходных порошков материала матрицы и наполнителя, состоят из включений наполнителя микронного размера, сформированных из скоплений нанотрубок. Сами включения хаотически распределены внутри поликристаллической матрицы. В интервале температур 290–500 К изучены транспортные свойства (удельное электрическое сопротивление и полная теплопроводность, включающая в себя электронный и фононный вклады, а также вклад биполярной теплопроводности) наноконпозитов с различным содержанием наполнителя. Установлено, что внедрение в матрицу УНТ приводит к качественному изменению типа электропроводности от “металлического” (электрическое сопротивление увеличивается с ростом температуры), характерного для матрицы наноконпозита, до “полупроводникового” (сопротивление падает с ростом температуры), характерного для наноконпозитов. Наблюдаемое “полупроводниковое” поведение электропроводности характерно для электрически неоднородных систем, в которых токоперенос определяется движением электронов через границы раздела между неоднородностями. Для всех наноконпозитов с различным содержанием наполнителя температурные зависимости полной теплопроводности качественно подобны. При низких температурах они определяются фононным вкладом, при высоких – вкладом биполярной теплопроводности, электронный вклад проявляется при всех температурах, но он постепенно уменьшается с увеличением x . Минимальная теплопроводность наблюдается для наноконпозита с $x = 0.5$ ат. % УНТ.

DOI: 10.56304/S1992722322030074

ВВЕДЕНИЕ

Углеродные нанотрубки (УНТ) представляют собой важный класс углеродных наноматериалов. Термоэлектрические свойства УНТ довольно посредственны (согласно данным обзора [1] термоэлектрическая добротность УНТ в зависимости от их типа и способа получения изменяется от 0.0017 до 0.12, т.е. является очень низкой), что в основном связано с их высокой теплопроводностью и малым значением коэффициента Зеебека. Так, в тонких пленках, состоящих из одностен-

ных УНТ, значения полной теплопроводности и коэффициента Зеебека, измеренные при комнатной температуре, равны ~ 9.8 мкВ/К и ~ 38 Вт/м К соответственно. Из-за низкой термоэлектрической добротности УНТ сегодня не рассматриваются в качестве самостоятельного термоэлектрического материала, который может найти коммерческое использование. Тем не менее УНТ находят довольно широкое применение при создании термоэлектрических наноконпозитов. В таких наноконпозитах УНТ являются наполнителем, который может существенно улучшить

некоторые термоэлектрические свойства матрицы нанокompозита за счет следующих механизмов:

– рассеяние электронов и фононов на неоднородностях, что влияет как на электропроводность, так и на теплопроводность композита;

– эффект фильтрации электронов по энергии при их туннелировании через неоднородные границы раздела матрица/наполнитель, приводящий к увеличению коэффициента Зеебека.

Из анализа литературных данных следует, что при создании термоэлектрических нанокompозитов в качестве матрицы были использованы следующие соединения: $\text{Bi}_2(\text{Se}, \text{Te})_3$ [2], Bi_2Te_3 [3], $\text{Bi}_{0.4}\text{Sb}_{1.6}\text{Te}_3$ [4], MgAgSb [5], Cu_2S [6], $\text{Ni}_{0.05}\text{Mo}_3\text{Sb}_{5.4}\text{Te}_{1.6}$ [7], $\text{Ce}_{0.14}\text{La}_{0.06}\text{Co}_2\text{Fe}_2\text{Sb}_{12}$ [8].

Общим эффектом от внедрения УНТ во все термоэлектрические матрицы, перечисленные выше, является значительное снижение их теплопроводности, что приводит к соответствующему увеличению термоэлектрической добротности. Например, минимальное значение решеточной теплопроводности матрицы Bi_2Te_3 при внедрении в нее одностенных УНТ с концентрацией 0.5 об. % уменьшается от ~ 1 до ~ 0.25 Вт/м К [3]. Этот факт свидетельствует, что наполнитель из УНТ формирует эффективные центры рассеяния для фононов. Улучшение свойств термоэлектрических нанокompозитов в значительной степени определяется правильным выбором матрицы. Помимо перечисленных выше материалов, используемых в качестве матрицы термоэлектрических нанокompозитов, и другие материалы перспективны для использования в качестве матриц, в частности высоко- и среднеэнтропийные сплавы. Разработка таких сплавов является новой стратегией в материаловедении, направленной на улучшение термоэлектрической эффективности материалов [9–11]. К высокоэнтропийным сплавам обычно относят твердые растворы, состоящие как минимум из пяти различных элементов с мольным отношением 5–35% каждый, которые стремятся занять один и тот же узел в кристаллической решетке, что, соответственно, обеспечивает максимальную энтропию смешения (в среднеэнтропийных сплавах число различных элементов 3 или 4). В высоко- и среднеэнтропийных термоэлектрических материалах решеточная теплопроводность может быть сильно понижена благодаря искажениям кристаллической решетки.

Цель настоящей работы – получение нанокompозитов на основе матрицы из среднеэнтропийного сплава $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ и наполнителя из УНТ и изучение особенностей их транспортных (удельное электрическое сопротивление и полная теплопроводность) свойств.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

При выполнении работы получены нанокompозиты $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ с различным содержанием УНТ ($x = 0, 0.05, 0.1, 0.5, 1.5$ и 2.0 мас. %). При получении нанокompозитов использовали исходные порошки $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ и УНТ, взятые в соответствующем необходимом x соотношении. Для синтеза соединения $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ использовали метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [14]. Химически чистые порошки Bi, Sb, Se и Te, взятые в стехиометрическом соотношении, тщательно перемешивали в вибрационной мельнице в течение 1.5 ч, после чего из полученной смеси с помощью холдного одноосного прессования компактировали цилиндры диаметром ~ 18 мм и высотой ~ 25 мм. Цилиндры (4 шт.) загружали в кварцевую пробирку, которую вакуумировали с помощью форвакуумного насоса (для предотвращения окисления в процессе СВС) и нагревали пропановой горелкой, позволяющей обеспечить быстрый и локальный нагрев пробирки до $\sim 1300^\circ\text{C}$. После инициирования таким нагревом процесса СВС горелку выключали. Процесс СВС полностью завершался в течение ~ 5 с, после чего пробирку охлаждали до комнатной температуры. Для получения однородного исходного порошка $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ полученные спеки перемалывали в вибрационной мельнице в течение 1.5 ч.

Углеродные нанотрубки “Таунит-М”, представляющие собой нитевидные образования поликристаллического графита цилиндрической формы с внутренним каналом, получали методом химического осаждения из газовой фазы с помощью пиролиза пропан-бутановой смеси на катализаторе $\text{Co-Mo}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Mg}_2\text{O}_3$. Катализатор напыляли на диск-подложку диаметром 1 м. Диск с катализатором помещали в реактор, реактор герметизировали, после чего из него вытеснялся кислород путем подачи в реакционное пространство аргона. Одновременно с подачей аргона включали нагрев. При достижении температуры в реакционной зоне 650°C и полного вытеснения кислорода прекращали подачу аргона и подавали в реакционную зону пропан-бутановую смесь. Время синтеза составляло 1 ч, после чего прекращали подачу пропан-бутановой смеси, отключали нагрев и начинали подачу аргона в реакционную зону. После остывания реактора до температуры менее 60°C реактор открывали и извлекали диск-подложку с УНТ.

Для получения нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ с различным x исходные порошки $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ и УНТ перемешивали в шаровой мельнице с агатовыми шарами диаметром 10 мм в течение 30 мин, далее полученную смесь порошков подвергали искровому плазменному спеканию (система SPS-25/10) при давлении 40 МПа и

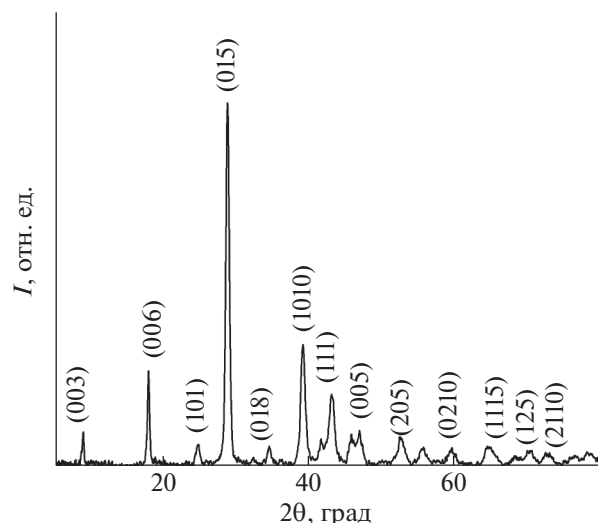


Рис. 1. Дифрактограмма порошка $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$, используемого в качестве матрицы при получении нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$.

температуре 673 К в течение 15 мин. В результате спекания были получены цилиндры диаметром 20 мм и высотой 15 мм. Для изучения термоэлектрических свойств нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ из цилиндров вырезали образцы в форме прямоугольных брусков с размером $2 \times 2 \times 10$ мм и в форме дисков диаметром 10 мм и высотой 2 мм.

Для изучения особенностей кристаллической структуры, фазового и элементного состава и микроструктуры разрабатываемых нанокompозитов использовали рентгенофазовый анализ (порошковый рентгеновский дифрактометр Rigaku SmartLab) и растровую электронную микроскопию (РЭМ) (микроскоп Quanta 600F), в том числе с использованием метода дифракции отраженных электронов (ДОЭ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Установку ZEM-3 использовали для измерения удельного электрического сопротивления ρ четырехзондовым методом и коэффициента Зеебека S дифференциальным методом на образцах в форме брусков. Полную теплопроводность k измеряли на образцах в форме дисков методом лазерной вспышки на установке ТС-1200Н. Величины ρ , S и k использовали для расчета термоэлектрической добротности ZT по формуле Иоффе $ZT = S^2T/k\rho$, где T – абсолютная температура.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Дифрактограмма исходного порошка $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$, являющегося матрицей разрабатываемых нанокompозитов, представлена на рис. 1. Порошок является однофазным с гексагональной кристаллической структурой (пр. гр. $R\bar{3}m$) и па-

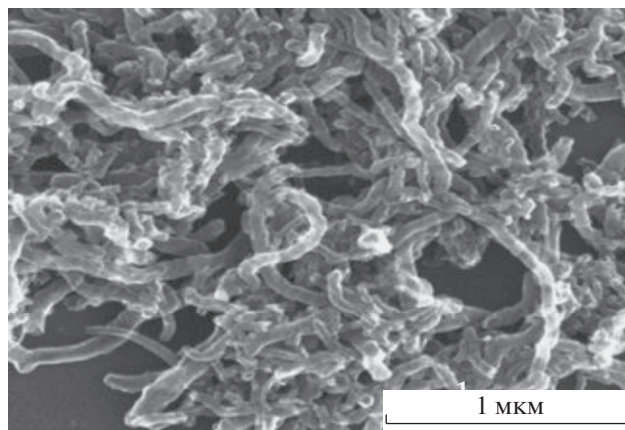


Рис. 2. РЭМ-изображение УНТ, используемых в качестве наполнителя при получении нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$.

раметрами элементарной ячейки $a = b = 4.182$, $c = 29.752$ Å.

УНТ, используемые в качестве наполнителя нанокompозитов, являлись нитевидными образованиями цилиндрической формы длиной несколько микрон и толщиной ~ 50 нм, в порошке, согласно данным сканирующей электронной микроскопии (рис. 2), в основном были представлены в виде скоплений большого числа переплетающихся нанотрубок.

Формирование микроструктуры “матрица–наполнитель”, характерной для композитов, в нанокompозитах $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ подтверждается анализом ДОЭ-изображений, полученных с их полированных поверхностей. В качестве примера такое изображение для нанокompозита с $x = 0.5$ мас. % УНТ представлено на рис. 3, где видны включения наполнителя в виде черных областей, случайным образом распределенных в светло-серой матрице. Типичный размер включений составлял несколько микрон, а максимальный размер не превышал ~ 10 мкм. ДОЭ-изображение одного из включений УНТ для этого же нанокompозита показано на вставке к рис. 3. Включение размером ~ 10 мкм имеет неправильную форму и выраженную внутреннюю структуру. Для определения особенностей микроструктуры матрицы и включения наполнителя нанокompозитов были получены РЭМ-изображения скола их поверхности. На рис. 4а одно из включений УНТ, внедренное в матрицу $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$, приведено для нанокompозита с $x = 0.5$ мас. % УНТ. Видно, что матрица является поликристаллической с хаотически ориентированными зернами пластинчатой формы микронного размера. В свою очередь, включение наполнителя состоит из скоплений УНТ (рис. 4б). Таким образом, в отличие от ранее исследованных термоэлектриче-

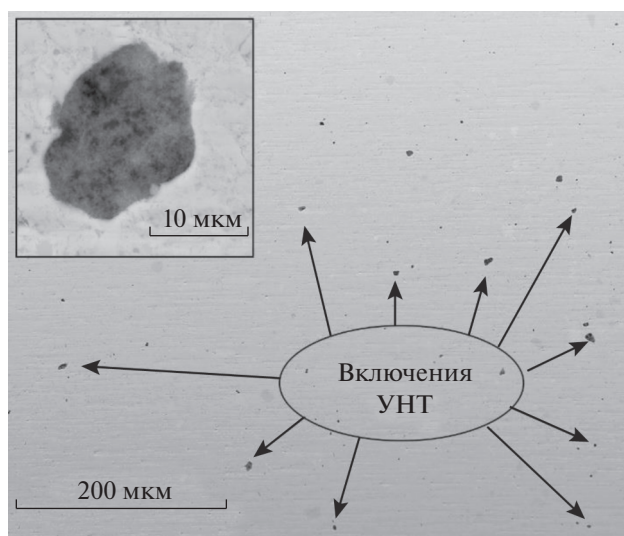


Рис. 3. ДОЭ-изображение полированной поверхности нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + 0.5$ мас. % УНТ. На вставке показано типичное ДОЭ-изображение одного включения УНТ.

ских нанокompозитов с УНТ, в которых нанотрубки были однородно распределены в объеме матрицы, в исследуемых нанокompозитах нанотрубки формируют отдельные включения с ярко выраженными границами и состоящие из большого числа нанотрубок, т.е. имеет место существенно неоднородное распределение УНТ в матрице $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$.

Для определения точного элементного состава как самих включений, так и материала матрицы с помощью метода ЭДС было изучено распределение Bi, Te, Sb, Se и C вдоль линии, пересекающей одно из включений, ДОЭ-изображение которого приведено на рис. 5а. С помощью анализа профилей сканирования элементов установлено, что матрица соответствует только соединению $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$, т.е. углерод в матрице не наблюдается. Однако во включениях помимо углерода, соответствующего нанотрубкам, наблюдается Te, т.е. в процессе спекания Te проникает во включения. Это может быть связано с высокотемпературным испарением Te, характерным для соединений на основе теллурида висмута [12]. В поликристаллических соединениях такое испарение идет преимущественно по границам зерен. В нанокompозитах, очевидно, Te может интенсивно испаряться по границам раздела матрица/наполнитель, что и приводит к его внедрению в объем наполнителя.

Температурные зависимости транспортных свойств (удельное электрическое сопротивление и полная теплопроводность) нанокompозитов с различным содержанием наполнителя, снятые в режиме нагревания в интервале от 290 до 500 К,

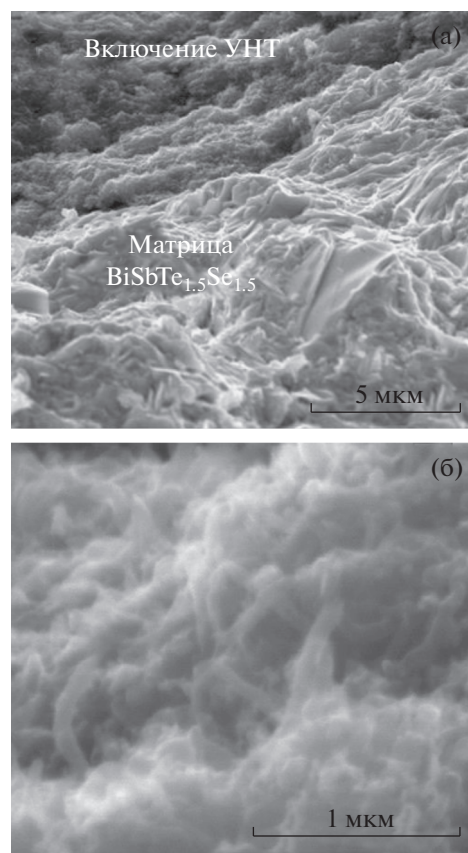


Рис. 4. РЭМ-изображение скола поверхности нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + 0.5$ мас. % УНТ (а) и внутренней структуры включения УНТ (б).

представлены на рис. 6 и 7 соответственно. Эти зависимости качественно подобны соответствующим зависимостям, наблюдаемым в соединениях на основе теллурида висмута [13–16]. Наибольшее влияние внедрение УНТ оказывает на удельное электрическое сопротивление (рис. 6). Для чистого соединения $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ зависимость $\rho(T)$ имеет “металлический” характер, т.е. сопротивление возрастает при увеличении температуры. Такое поведение обычно связано с уменьшением подвижности электронов вследствие их рассеяния на акустических и оптических фононах [17]. Однако для всех нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ характер зависимости $\rho(T)$ меняется от “металлического” к “полупроводниковому”, при котором сопротивление падает с увеличением температуры. Как правило, в полупроводниках подобная зависимость обусловлена термической генерацией носителей тока либо из валентной зоны в зону проводимости, либо с донорного (акцепторного) уровня в зону проводимости (валентную зону). В этом случае необходимо предположить, что в нанокompозитах происходит легирование материала матрицы углеродом

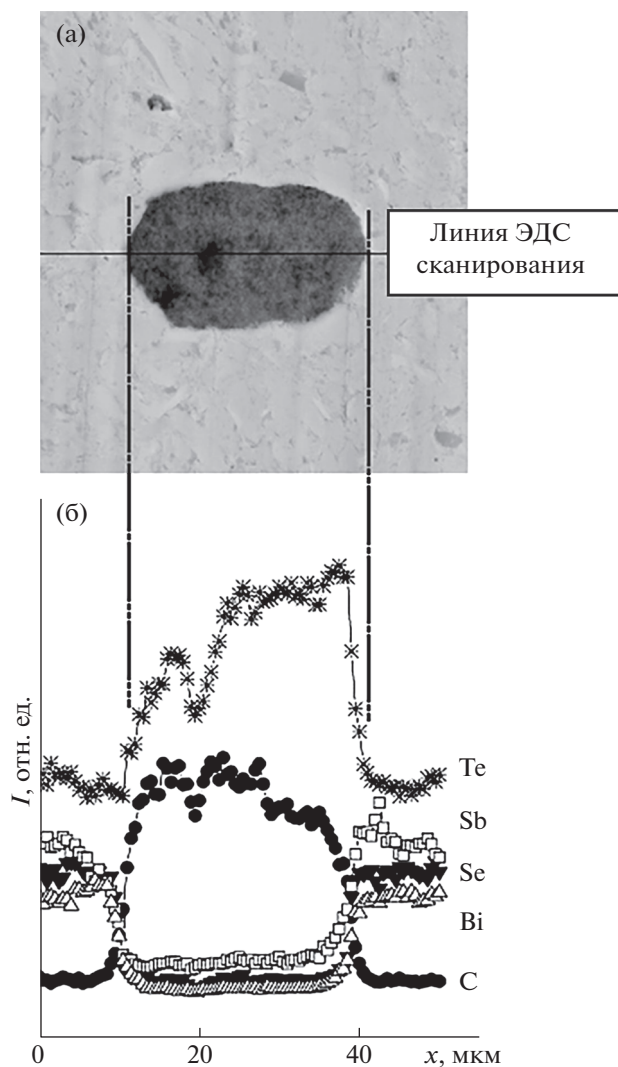


Рис. 5. ДОЭ-изображение включения УНТ в нанокompозите $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + 0.5$ мас. % УНТ (а); профили сканирования Bi, Sb, Te, Se и C, сделанные вдоль линии, пересекающей включение (б).

в процессе высокотемпературного спекания. Но такого явления на синтезированных ранее композитах из термоэлектрической матрицы с наполнителем из УНТ не наблюдалось. Кроме того, исследование элементного состава не выявило присутствия углерода в матрице. Другой механизм “полупроводникового” поведения $\rho(T)$ в нанокompозитах $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x$ УНТ может быть связан с особенностями их микроструктуры. Такие нанокompозиты являются структурно-неоднородными и состоят из матрицы с включениями наполнителя (рис. 3, 4). В структурно-неоднородных твердых телах, в которых развитие структурной неоднородности приводит к появлению соответствующей электрической неоднородности, электрическое сопротивление может уменьшаться

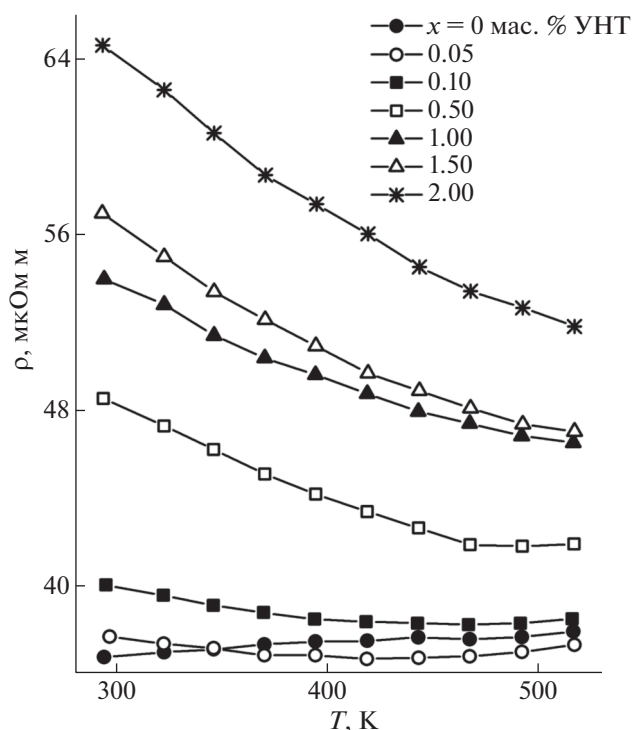


Рис. 6. Температурные зависимости удельного электрического сопротивления нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x$ УНТ с различным содержанием наполнителя.

с увеличением температуры, имитируя истинное “полупроводниковое” поведение. В этом случае токоперенос будет определяться движением электронов через границы раздела между неоднородностями в неоднородном материале. Такое движение может быть связано с туннелированием электронов через потенциальные барьеры, связанные с этими границами [18–20]. При повышении температуры вероятность преодоления электроном потенциального барьера повышается, что и приводит к уменьшению электрического сопротивления. В исследуемых нанокompозитах $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x$ УНТ границы раздела, которые необходимо преодолевать электронам, соответствуют границам раздела матрица/включение, причем количество таких границ увеличивается с увеличением содержания наполнителя.

Температурные зависимости полной теплопроводности k для всех нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x$ УНТ имеют минимум при температуре ~ 400 К (рис. 7а). Появление этого минимума связано с изменением механизма теплопроводности. Ниже температуры минимума основной вклад в полную теплопроводность вносит фонная теплопроводность k_e , при которой перенос тепла преимущественно осуществляется фонами. Выше температуры минимума основной вклад в полную теплопроводность дает бипо-

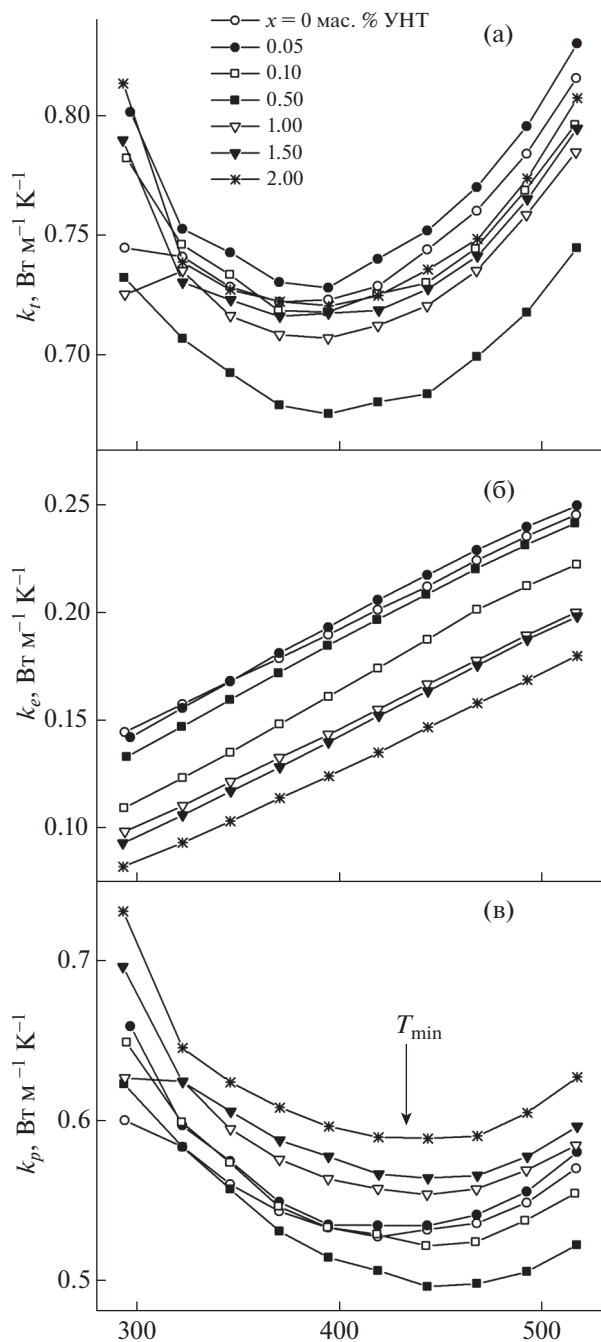


Рис. 7. Температурные зависимости полной (а), электронной (б) и фононной (в) теплопроводности нанокompозита $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ с различным содержанием наполнителя.

лярная теплопроводность k_b , при которой перенос тепла происходит в результате совместной диффузии электронов и дырок от нагретого участка образца к холодному, на котором происходит рекомбинация электронно-дырочных пар с испусканием фонона. Также во всех зависимостях $k(T)$ присутствует электронный вклад $k_e(T)$.

Этот вклад может быть рассчитан с помощью закона Видемана–Франца [21]:

$$k_e = \frac{LT}{\rho}, \quad (1)$$

где L – число Лоренца.

Для соединения $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ число Лоренца ранее было определено как 1.8×10^{-8} Вт Ом K^{-2} . Это число использовали для расчета электронного вклада в полную теплопроводность изучаемых нанокompозитов (рис. 7б). Все зависимости $k_e(T)$ ведут себя аналогично, т.е. k_e растет практически линейно с ростом температуры. Абсолютные значения k_e изменяются обратно пропорционально ρ , т.е. увеличение сопротивления с ростом концентрации УНТ приводит к соответствующему уменьшению электронного вклада в теплопроводность. Фононные вклады в полную теплопроводность, рассчитанные как $k_p(T) = k(T) - k_e(T)$, показаны на рис. 7в. В отличие от электронного вклада фононный вклад зависит от содержания УНТ более сложным образом. Минимум $k_p(T)$ при температуре $T_{\min} \approx 430$ К разделяет низкотемпературную фононную теплопроводность и высокотемпературную биполярную теплопроводность. На рис. 8 показаны значения минимальной фононной теплопроводности $k_{p\min}$ при температуре T_{\min} нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ в зависимости от x . Зависимость $k_{p\min}(x)$ имеет минимум для нанокompозита с $x = 0.5$ мас. % УНТ. Экстремальная зависимость $k_{p\min}(x)$ может быть связана с одновременным действием как минимум двух механизмов влияния включений на теплопроводность матрицы. Для нанокompозитов с $x < 0.5$ мас. % УНТ фононная теплопроводность уменьшается при увеличении содержания наполнителя, что связано с тем, что границы раздела матрица/включение могут эффективно рассеивать не только электроны и увеличивать электрическое сопротивление, но и фононы, что приводит к уменьшению теплопроводности. Для нанокompозитов с $x > 0.5$ мас. % УНТ фононная теплопроводность уже увеличивается, что может быть связано с тем, что в таких нанокompозитах основной вклад дает именно теплопроводность материала включений (их объема), а не границ раздела матрица/включения. Как отмечалось выше, теплопроводность УНТ высокая, поэтому теплопроводность нанокompозитов, в которых объем включений с высокой теплопроводностью достаточно велик, будет увеличиваться. Иными словами, при малых концентрациях наполнителя фононная теплопроводность нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ будет определяться рассеянием фононов на границах матрица/включение, а при больших концентрациях наполнителя – фононной теплопроводностью материала включе-

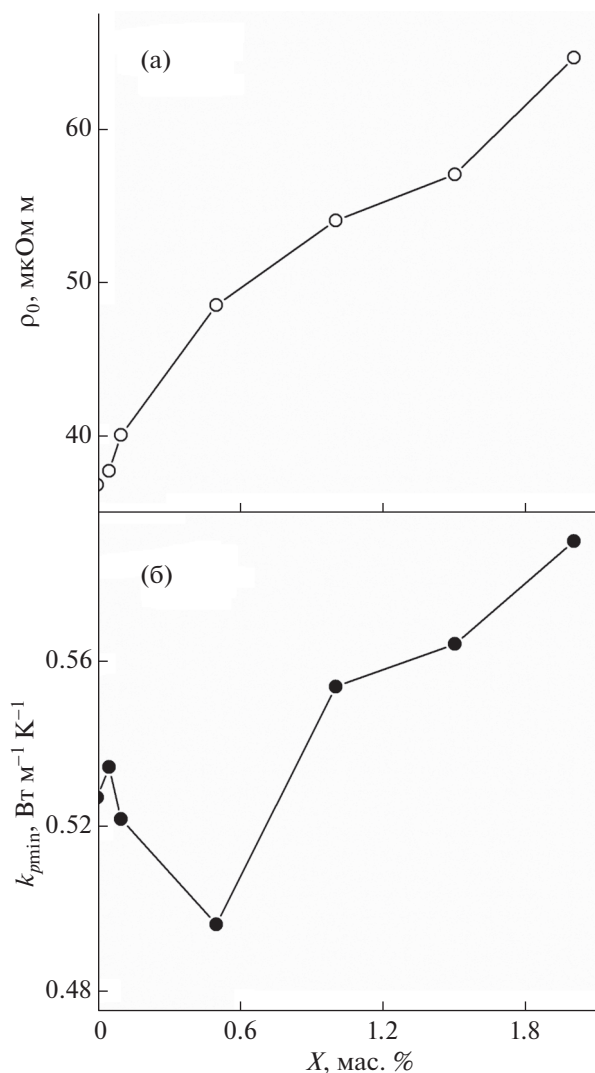


Рис. 8. Влияние содержания наполнителя в нанокompозите $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ на его удельное электрическое сопротивление, измеренное при комнатной температуре (а), и минимальное значение фоновой теплопроводности (б).

ний. На рис. 8 также показана зависимость $\rho_0(x)$ (ρ_0 — значение удельного электрического сопротивления, измеренное при комнатной температуре). В отличие от зависимости $k_{pmin}(x)$ ρ_0 все время растет при увеличении x . Такое поведение обусловлено увеличением количества границ раздела матрица/включение при увеличении содержания наполнителя в нанокompозитах. Таким образом, влияние содержания УНТ на удельное электрическое сопротивление и теплопроводность нанокompозитов $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ оказывается различным. Полученные результаты позволяют предположить, что транспортные свойства нанокompозитов можно оптимизировать с помощью корректного выбора концентрации наполнителя

и размера включений наполнителя, что позволит увеличить термоэлектрическую эффективность нанокompозитов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые получены нанокompозиты $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5} + x\text{УНТ}$ с различным $x = 0, 0.05, 0.1, 0.5, 1.0, 1.5$ и 2.0 мас. %, состоящие из среднеэнтропийного сплава $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ (поликристаллическая матрица нанокompозита) и включений наполнителя, состоящих из скоплений УНТ. Включения микронного размера хаотически распределены внутри поликристаллической матрицы. В интервале температур $290\text{--}500$ К изучены особенности их транспортных свойств (удельное электрическое сопротивление и полная теплопроводность). В отличие от “металлического” поведения электропроводности матрицы $\text{BiSbTe}_{1.5}\text{Se}_{1.5}$ все нанокompозиты демонстрируют “полупроводниковое” поведение. Это может быть связано с формированием границ раздела матрица/включение, которые преодолевают электроны в процессе токопереноса. Полная теплопроводность нанокompозитов зависит сложным образом от содержания наполнителя. Фононный вклад в теплопроводность имеет минимальное значение для нанокompозита с 0.5 мас. % УНТ. В зависимости от содержания наполнителя фононный вклад может определяться либо рассеянием фононов на границах раздела матрица/включение, что приводит к уменьшению теплопроводности, либо высокой теплопроводностью УНТ самих включений, что приводит к увеличению теплопроводности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 21-12-00405.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hung N.T., Nugraha A.R.T., Saito R. // *Energies*. 2019. V. 12. P. 4561. <https://doi.org/10.3390/en12234561>
2. Kim K.T., Eom Y.S., Son I. // *J. Nanomater.* 2015. V. 2015. P. 1. <https://doi.org/10.1155/2015/202415>
3. Ahmad K., Wan C. // *Nanotechnologies*. 2017. V. 28. P. 415402. <https://doi.org/10.1088/1361-6528/aa810b>
4. Ren F., Wang H., Menchhofer P.A., Kiggans J.O. // *Appl. Phys. Lett.* 2013. V. 103. P. 221907. <https://doi.org/10.1063/1.4834700>
5. Lei J., Zhang D., Guan W. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2018. V. 113. P. 083901. <https://doi.org/10.1063/1.5042265>
6. Zhang Z., Wu S., Niu Y. et al. // *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2019. V. 30. P. 5177. <https://doi.org/10.1007/s10854-019-00816-0>

7. *Nandihalli N., Gorsse S., Kleinke H.* // *J. Solid State Chem.* 2015. V. 226. P. 164.
<https://doi.org/10.1016/j.jssc.2015.02.016>
8. *Schmitz A., Schmid C., De Boor J., Mueller E.* // *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2017. V. 17. P. 1547.
<https://doi.org/10.1166/jnn.2017.13727>
9. *Raphel A., Vivekanandhan P., Kumaran S.* // *Mater. Lett.* 2020. V. 269. P. 127672.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127672>
10. *Fan Z., Wang H., Wu Y. et al.* // *RSC Adv.* 2016. V. 6. P. 52164.
<https://doi.org/10.1039/C5RA28088E>
11. *Ivanov O., Yaprincev M., Vasil'ev A., Yaprinceva E.* // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 872. P. 159743.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159743>
12. *Wu F., Song H., Jia J., Hu X.* // *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.* 2013. V. 23. P. 408.
<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2013.06.007>
13. *Ji X.H., Zhao X.B., Zhang Y.H. et al.* // *J. Alloys Compd.* 2005. V. 387. P. 282.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/aaa265>
14. *Yang J., Wu F., Zhu Z. et al.* // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 619. P. 401.
<https://doi.org/10.1063/1.2338885>
15. *Yaprincev M., Lyubushkin R., Soklakova O., Ivanov O.* // *J. Electron. Mater.* 2018. V. 47. P. 1362.
<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2013.01.003>
16. *Ivanov O., Yaprincev M., Lyubushkin R., Soklakova O.* // *Scr. Mater.* 2018. V. 146. P. 91.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.12.001>
17. *Ivanov O., Yaprincev M.* // *Mater. Res. Express.* 2018. V. 5. P. 015905.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/aaa265>
18. *Zhang Q.G., Zhang X., Cao B.Y. et al.* // *Appl. Phys. Lett.* 2006. V. 89. P. 114102.
<https://doi.org/10.1063/1.2338885>
19. *Zeng H., Wu Y., Zhang J. et al.* // *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.* 2013. V. 23. P. 18.
<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2013.01.003>
20. *Ivanov O., Maradudina O., Lyubushkin R.* // *Mater. Charact.* 2015. V. 99. P. 17.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.12.001>
21. *Blakemore J.S.* *Solid State Physics.* Cambridge: Cambridge University Press, 1985.