

Особенности поведения удельного электросопротивления композита биоуглеродная матрица сосны/медь

© А.Т. Бурков¹, Т.С. Орлова¹, Б.И. Смирнов¹, И.А. Смирнов¹, Н. Misiorek², А. Jezowski²

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Trzebiatowski Institute of Low Temperature and Structure Research, Polish Academy of Sciences, Wrocław, Poland

E-mail: igor.smirnov@mail.ioffe.ru, smir.bi@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 11 марта 2010 г.)

В интервале температур 5–300 К измерено удельное электрическое сопротивление $\rho(T)$ нового типа композитов, приготовленных путем заполнения в вакууме пустых каналов высокопористых биоуглеродных матриц белой сосны расплавленной медью. Биоуглеродные матрицы получались путем пиролиза дерева в потоке аргона при двух температурах карбонизации: 1000 и 2400° С. Удельное электросопротивление композитов относительно слабо меняется с температурой и имеет характерный минимум вблизи 40–50 К, который связан с примесями железа и марганца в меди, попадающими в нее из углеродной матрицы при инфильтрации в последнюю жидкой меди. Показано, что $\rho(T)$ композитов определяется в основном микроструктурой матрицы: сочетанием параллельных каналов со средним диаметром около 50 μm , прерываемых системой тонких капилляров. Малое сечение заполненных медью капилляров приводит к тому, что эти области дают основной вклад в полное электросопротивление композитов. Повышение температуры карбонизации дерева приводит к заметному увеличению эффективного сечения капилляров и понижению $\rho(T)$ композита.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 07-03-91353 ННФ_а) и программ Президиума РАН (П-03 и П-27).

1. Введение

В последние годы научный и практический интерес у физиков-экспериментаторов и инженеров-практиков вызвали композиты графит (углерод)/медь (C/Cu) [1–6]. Эти композиты нашли практическое применение в качестве материалов при создании специальных сварочных швов и конструировании электрических контактов в разнообразных промышленных электронных устройствах [2,3,5,6]. Особую группу в семействе композитов C/Cu составляют композиты био-C/Cu, приготовленные на основе канальных биоуглеродных матриц, полученных из различных пород дерева [7–11]. Биоуглеродные матрицы получают путем пиролиза дерева в потоке аргона. В результате такой обработки образуется высокопористый (до 75 vol.%) углеродный материал (биоуглерод) с канальным типом пор диаметром от единиц до 100 μm . Поры повторяют структуру исходного дерева с питательными пустыми каналами, вытянутыми преимущественно вдоль направления его роста [7]. В эти каналы в вакууме вводилась расплавленная медь, в результате формировался композит био-C/Cu [12,13].

Композиты, пригодные для использования в промышленности, должны иметь высокую теплопроводность и небольшие значения удельного электросопротивления ρ , коэффициента линейного расширения, плотности и коэффициента трения. Композиты C/Cu (в том числе и био-C/Cu) в целом удовлетворяют этим требованиям. Ранее мы измерили в широком интервале температур теплоемкость и теплопроводность композитов био-C/Cu, приготовленных на основе биоуглеродных

матриц белой сосны [12,13], однако $\rho(T)$ этих композитов не исследовалась. Настоящая работа посвящена изучению $\rho(T)$ композитов био-C/Cu при температурах 5–300 К.

2. Приготовление образцов, методика измерений

Для измерений $\rho(T)$ использовались образцы композитов био-C/Cu, приготовленных на основе высокопористых (75 vol.%) биоуглеродных матриц белой сосны с канальным типом пор, которые мы исследовали ранее [12,13]. В этих работах подробно описана методика приготовления биоуглеродных матриц и композитов био-C/Cu.

Биоуглеродные матрицы готовились при температурах карбонизации 1000 и 2400° С. На их основе путем заполнения пор расплавленной медью марки OFHC (Oxygen-Free High Conductivity [14,15]) были получены образцы композитов био-C/Cu: PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400, имеющие следующие параметры: содержание меди соответственно 64.74 и 69.48 vol.%, остаточная пористость 10.26 и 5.52 vol.%, плотность 6.42 и 6.94 g/cm^3 [13]. Образцы имели форму параллелепипедов с типичными размерами 12 × 3 × 3 mm. Микроструктура композитов изучалась с помощью электронного микроскопа Hitachi S-3400 [13].

Как отмечалось в [13], при заполнении биоуглеродной матрицы медью часть меди оставалась на торцах образцов. Эта медь была удалена при приготовлении образцов

композита для измерений и из нее были приготовлены образцы с размерами $10 \times 3 \times 1.5$ mm, на которых также проводились измерения $\rho(T)$. В дальнейшем будем обозначать эту медь как Cu(1) в отличие от меди, вошедшей в состав композита, которая обозначается как Cu(2).

Температурные зависимости $\rho(T)$ образцов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 и меди Cu(1) измерялись в интервале 5–300 K в вакууме 10^{-5} mm Hg на установке, аналогичной использованной в [16]. Измерение $\rho(T)$ композитов проводилось вдоль преимущественного направления каналов матрицы.

3. Экспериментальные результаты

Результаты измерения температурных зависимостей $\rho(T)$ образцов композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 приведены на рис. 1. Экспериментальные данные $\rho(T)_{\text{exp}}$ скорректированы для учета остаточной пористости композитов p [17,18]

$$\rho(T) = \rho(T)_{\text{exp}}(1 - p). \quad (1)$$

Температурным зависимостям $\rho(T)$ композита PI-C/Cu-1000 присущи две характерные особенности: хорошо выраженный минимум в районе 40–50 K и тенденция к насыщению при более высоких температурах. Величина ρ этого композита (около $105 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ при комнатной температуре) почти на два порядка превосходит ρ чистой меди; такие значения удельного электросопротивления характерны для металлических высокоомных сплавов и для многих интерметаллических соединений с металлическим типом проводимости. Удельное электросопротивление композита PI-C/Cu-2400 примерно в 6 раз меньше ρ композита PI-C/Cu-1000. При температурах выше 100 K оно почти линейно растет с температурой, а при низких температурах, так же как у композита PI-C/Cu-1000, имеет минимум в районе

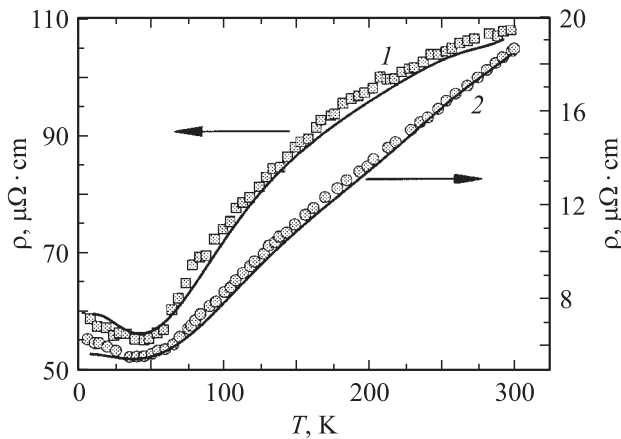


Рис. 1. Температурные зависимости электросопротивления композитов PI-C/Cu-1000 (1) и PI-C/Cu-2400 (2). Сплошные линии показывают результат расчета электросопротивления по модели параллельной проводимости.

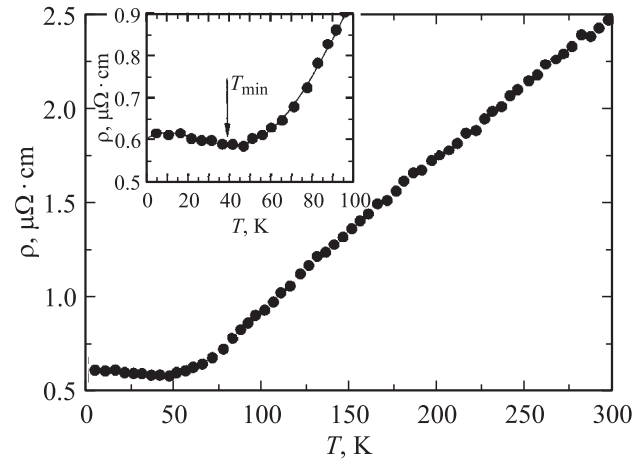


Рис. 2. Зависимость электросопротивления меди Cu(1) от температуры. На вставке показана низкотемпературная часть зависимости.

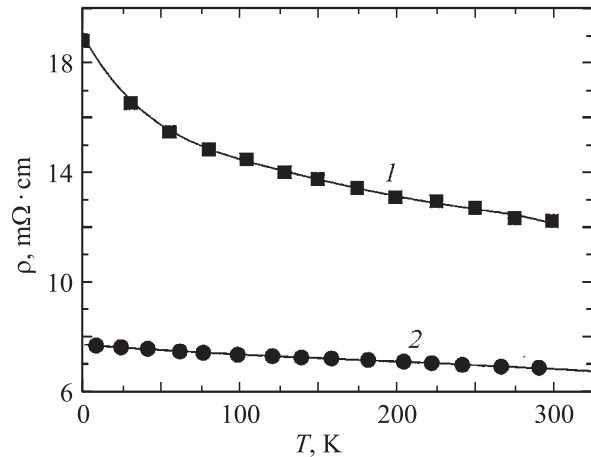


Рис. 3. Температурные зависимости электросопротивления биоуглеродных матриц PI-C-1000 (1) и PI-C-2400 (2) [9].

40–50 K. Слабый минимум наблюдается также и для $\rho(T)$ меди Cu(1), показанной на рис. 2. Интегральную чистоту и совершенство металлов часто оценивают по параметру $RRR = \frac{\rho(300)}{\rho(4.2)}$. Для Cu(1) $RRR \approx 4$, что заметно ниже RRR стандартной чистой меди.

Заметим, что удельное электросопротивление чистой меди ($RRR \gtrsim 50$) при низких температурах меняется с температурой как [15]

$$\rho(T) = \rho_0 + AT^n,$$

где ρ_0 — не зависящее от температуры остаточное электросопротивление, а показатель n имеет значение около 5. При высоких температурах ($T \gtrsim 100$ K) $\rho(T)$ меди линейно растет с температурой. Минимум в температурной зависимости $\rho(T)$ металлических проводников наблюдается в концентрированных неупорядоченных магнитных сплавах (спиновых стеклах), а также в разбавленных сплавах некоторых магнитных элементов

в немагнитных металлах — Кондо-сплавах, в частности в меди с примесями железа, марганца, хрома [19]. Таким образом, низкое значение RRR и наличие минимума в $\rho(T)$ меди Cu(1) являются указанием на то, что при контакте жидкой меди с биоуглеродной матрицей происходит ее легирование элементами, входящими в состав матрицы.

Полученные нами ранее [9] зависимости $\rho(T)$ для биоуглеродных матриц PI-C-1000 и PI-C-2400 приведены на рис. 3. Как видно, величина ρ сильно зависит от температуры карбонизации: у PI-C-1000 она в 2 раза больше, чем у PI-C-2400; при этом ρ матриц примерно на два порядка больше электросопротивления композитов на основе этих матриц, которое в свою очередь также примерно на два порядка больше ρ меди.

4. Обсуждение экспериментальных результатов

Анализ экспериментальных результатов проводился с целью объяснить характер температурных зависимостей и величины электросопротивления композитов. При этом необходимо учитывать геометрическую структуру композитов. В первом приближении они представляют собой систему параллельных каналов в биоуглеродной матрице, заполненных медью. Средний диаметр каналов составляет порядка $50 \mu\text{m}$ [13]. Поскольку типичные размеры структурных компонентов композита (угольной матрицы и заполненных медью пор) превосходят длину свободного пробега носителей заряда, композиты следует рассматривать как макроскопические смеси двух проводящих компонентов. При этом свойства матрицы и свойства заполняющей поры меди могут несколько отличаться от их исходных свойств вследствие взаимной диффузии элементов в процессе заполнения каналов расплавленной медью.

Изучению транспортных свойств смесей посвящено большое количество экспериментальных и теоретических работ [20–25]. Теоретически рассматривались смеси проводников и изоляторов (теория протекания) и неупорядоченные смеси компонентов с конечным отношением проводимостей (теория эффективной среды). Мы не будем, однако, использовать выражения, полученные в этих работах, для анализа наших экспериментальных результатов по следующим причинам.

1) Теория строилась для моделей полностью неупорядоченных композитов с широким распределением размеров зерен компонентов. В отличие от этого мы имеем дело с почти упорядоченной системой параллельных металлических каналов в плохо проводящей среде.

2) Теория эффективной среды включает несколько параметров, которые нельзя в общем случае рассчитать, а следует определять экспериментально. К ним относятся критическая объемная доля одного из компонентов, определяющая порог протекания для этого компонента, и показатели экспонент, зависящие от эффективной

размерности композита. Оба эти параметра критически зависят от топологии композита, и в нашем случае их нельзя ни рассчитать, ни определить из экспериментальных данных. Вместо этого мы используем очень простую модель, отражающую наиболее важную для транспорта структурную особенность композитов.

Если предположить, что композит представляет собой систему заполненных медью непрерывных каналов с однородным вдоль их длины сечением, то из-за большого различия в величинах удельной электропроводности материала матрицы и меди очевидно, что вклад матрицы в проводимость такого компонента был бы пренебрежимо мал. Удельное электросопротивление композита при этом определялось бы коэффициентом заполнения каналов медью и удельным электросопротивлением меди в каналах. При заполнении матрицы медью около 65 vol.% ρ композита должно быть примерно в 2 раза больше ρ меди в каналах. Медь, вошедшая в каналы углеродной матрицы (Cu(2)), естественно, отличается от исходной меди из-за растворения в жидкой меди химических элементов матрицы при ее заполнении. К сожалению, произвести непосредственные измерения ρ меди Cu(2) чрезвычайно сложно. Некоторое представление о свойствах Cu(2) дает зависимость $\rho(T)$ меди Cu(1), показанная на рис. 2. Поскольку площадь контакта меди Cu(2) с углеродной матрицей в процессе заполнения пор значительно больше, чем площадь контакта меди Cu(1), количество растворенных в Cu(2) элементов матрицы должно быть больше, чем в Cu(1). Основой матрицы является углерод. Кроме того, в исходной древесине в заметных количествах присутствует калий, кальций, фосфор, марганец, железо [26].

Железо и марганец хорошо растворяются в жидкой меди, хотя их растворимость в твердом состоянии ограничена. Содержание марганца в древесине сосны в несколько раз выше, чем содержание железа, однако марганец имеет более высокую упругость паров и при карбонизации может более эффективно удаляться с поверхности каналов. Растворимость углерода в меди в твердой фазе очень незначительна, тем не менее нельзя исключать, что небольшое количество растворенного углерода может привести к заметному изменению ρ меди.

Величина остаточного сопротивления меди Cu(1) и наличие минимума в температурной зависимости сопротивления Cu(1) указывают на то, что наиболее активными примесями в этой меди являются марганец и железо [27–29] (рис. 4). Оба эти элемента являются в меди Кондо-примесями, приводящими к образованию минимума в $\rho(T)$ при температурах 20–30 К [30].

Сравнение $\rho(T)$ меди Cu(1) и $\rho(T)$ Кондо-сплавов на основе меди (рис. 4) приводит к выводу, что Cu(1) содержит 0.05–0.07 at.% железа и/или марганца. С этим выводом согласуются результаты измерений теплопроводности этих же композитов [13] и наши предварительные результаты измерения термоэдс. Более высокая

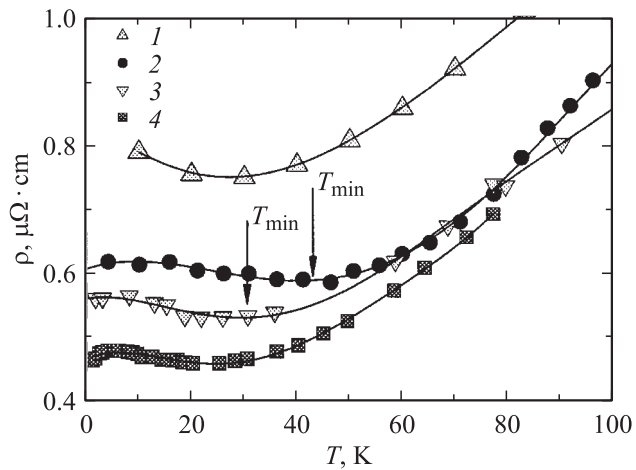


Рис. 4. Удельное электросопротивление некоторых разбавленных сплавов меди и меди Cu(1) при низких температурах. 1 — Cu + 0.1 at.% Fe [15,29], 2 — Cu(1), 3 — Cu + 0.063 at.% Fe [27], 4 — Cu + 0.17 at.% Mn [15,28].

температура минимума в Cu(1) по сравнению с Кондосплавами с железом и марганцем может быть связана с присутствием в Cu(1) сразу нескольких примесей: железа, марганца и, возможно, небольшого количества кальция, калия и углерода. Как уже было отмечено выше, содержание примесей в меди Cu(2) и соответственно электросопротивление этой меди должны быть несколько выше, чем в Cu(1). Поскольку для разбавленных сплавов в первом приближении выполняется правило Маттисена [19], $\rho(T)$ Cu(2) можно представить в виде.

$$\rho(T)_{\text{Cu}(2)} = \rho(T)_{\text{Cu}(1)} + \Delta\rho, \quad (2)$$

где $\Delta\rho$ — не зависящее от температуры добавочное остаточное электросопротивление, пропорциональное увеличению содержания примесей в Cu(2) по сравнению с Cu(1). Правило Маттисена может нарушаться в области минимума $\rho(T)$, где увеличение содержания примесей железа или/и марганца может приводить к углублению минимума. Поскольку суммарное содержание металлических примесей в исходной древесине не превышает 0.1 at.%, а содержание железа и марганца не превосходит 0.01 at.% [26], Cu(1) и Cu(2) являются разбавленными сплавами с суммарным содержанием железа и марганца, не превышающим 0.1 at.%. Для разбавленных сплавов величина ρ_0 пропорциональна атомной концентрации примесей c [19]

$$\rho_0 = Bc. \quad (3)$$

Коэффициент B зависит от типа примеси. Среди элементов, присутствующих в древесине, наибольший коэффициент B у железа, его величина составляет $14.5 \mu\Omega \cdot \text{cm/at.}\%$ [30]. Соответственно остаточное электросопротивление Cu(2) должно находиться в диапазоне $1-2 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, а полное электросопротивление при комнатной температуре — составлять $3-4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. Эти

оценки показывают, что ρ композита с однородными по длине заполненными медью каналами не должно превышать величины порядка $10 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ при комнатной температуре, что заметно ниже экспериментальных величин: $105 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ у PI-C/Cu-1000 и $19 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ у PI-C/Cu-2400.

Электронно-микроскопические изображения продольных срезов композита (рис. 5) показывают, что сечение заполненных медью каналов неоднородно по длине. Длина отрезка канала с однородным сечением составляет 2–3 мм, и он заканчивается системой узких капилляров, которые соединяют каналы как в продольном, так и в радиальном направлении. За этой системой капилляров располагается следующий отрезок канала.

Сужения каналов имеют очень малое эффективное сечение и дают большой вклад в полное сопротивление системы заполненных медью каналов. При этом в области таких сужений окружающая их угольная матрица может давать заметный вклад в полную электропроводность композита. В этих областях важны два пути

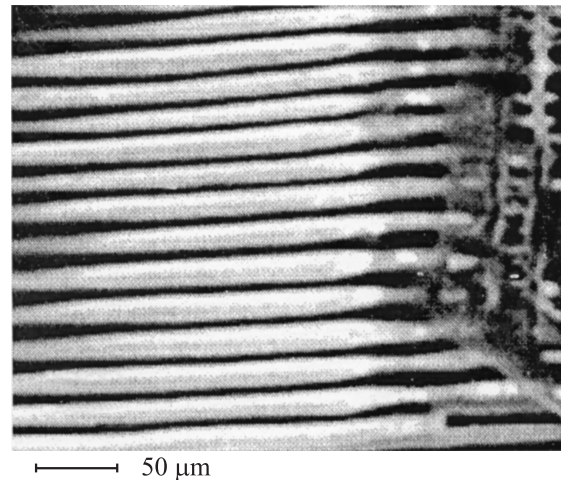


Рис. 5. Электронная микрофотография продольного среза композита PI-C/Cu-1000. Светлые области представляют каналы, заполненные медью, темные — угольную матрицу.

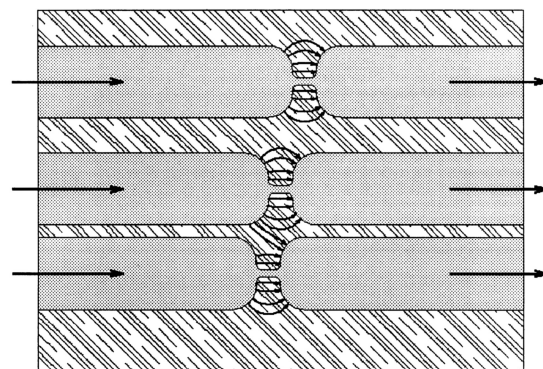


Рис. 6. Схематическая модель электропроводности в композите био-C/Cu. Стрелки показывают линии электрического тока.

Коэффициенты модели параллельной проводимости

Параметр	Композит био-С/Сu	
	PI-C/Cu-1000	PI-C/Cu-2400
a	0.01	0.14
b	68	15
$\rho_0, \mu\Omega \cdot \text{cm}$	0.75	0.79

электрической проводимости: по медным перемычкам и по угольной матрице (рис. 6).

Электросопротивление композита, в котором имеются параллельные пути протекания электрического тока по меди и по угольной матрице, можно представить в виде

$$\rho = \frac{\rho_{Cu}\rho_m}{a\rho_m + b\rho_{Cu}}, \quad (4)$$

где

$$a = \frac{S_{Cu}}{S} \frac{l}{l_{Cu}},$$

$$b = \frac{S_m}{S} \frac{l}{l_m}.$$

Здесь S и l — геометрическое сечение образца, перпендикулярное направлению среднего тока, и длина образца, а S_{Cu} , S_m , l_{Cu} и l_m — это эффективные сечения и длины системы заполненных медью каналов и угольной матрицы соответственно. Наибольший вклад в электросопротивление медных каналов дают участки с наименьшим сечением в области сужений, поэтому эффективное сечение системы медных каналов S_{Cu} должно быть значительно меньше геометрического сечения образца S . В то же время эффективная длина l_{Cu} , которая является интегралом вдоль токовых линий, может быть сравнима или даже превосходить геометрическую длину образца l .

Проводимость тока по угольной матрице также важна в области сужений медных каналов, при этом ток через угольную матрицу может замыкаться как на последовательные участки одного канала, так и на другие каналы. При этом эффективное сечение угольной матрицы плоскостью, перпендикулярной линиям тока, может быть больше геометрического сечения образца, а эффективная длина может быть сравнима или меньше геометрической длины образца. Таким образом, исходя из данных о структуре композитов, можно ожидать, что параметр a значительно меньше единицы, а параметр b может быть больше единицы.

Для того чтобы определить эти параметры экспериментально, необходимо иметь информацию об электросопротивлении угольной матрицы, композита и меди Cu(2). Для определения параметров a и b в формуле (4) мы использовали экспериментальные зависимости $\rho(T)$ композитов (рис. 1), меди Cu(1) (рис. 2) и биоуглеродной матрицы (рис. 3). Для $\rho(T)$ меди Cu(2) мы использовали представление (2), в котором $\Delta\rho$ рассматривалось как третий подгоночный параметр. Результаты расчета $\rho(T)$ композитов по формуле (4)

показаны на рис. 1 сплошными линиями, а значения определенных таким образом параметров представлены в таблице. Приведенное в таблице остаточное электросопротивление меди Cu(2) $\rho_0 = \rho_0(\text{Cu}(1)) + \Delta\rho$ отличается от $\rho_0(\text{Cu}(1)) = 0.6 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ всего на $0.2 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, что соответствует увеличению содержания железа в меди Cu(2) по сравнению с Cu(1) на 0.01 at.%. Заметим, что формула (4) описывает экспериментальное сопротивление композитов только при сравнительно небольших вариациях $\Delta\rho$ около экспериментальных значений, полученных для меди Cu(1). Например, ни при каких значениях параметров a и b не удастся построить удовлетворительное приближение для $\rho(T)$ композитов, если в качестве $\rho(T)$ меди Cu(2) использовать $\rho(T)$ чистой меди (RRR = 3000) или $\rho(T)$ меди с большим остаточным электросопротивлением (RRR < 3). Этот результат полностью согласуется с нашим предшествующим обсуждением. Суммарное эквивалентное содержание примесей в меди Cu(2) не превышает 0.1 at.% железа, т.е. медь в каналах композитов является очень разбавленным сплавом с примесями в основном железа и, возможно, марганца. Этот вывод согласуется также с небольшим содержанием этих элементов в исходной древесине сосны.

Оценку среднего эффективного диаметра каналов меди в реальном композите можно сделать, используя значения параметра a и предположив, что $\frac{l}{l_{Cu}} = 1$, т.е. длина токовых линий по меди совпадает с длиной образца. Такая оценка дает средний эффективный диаметр каналов для композита PI-C/Cu-1000, равный $10 \mu\text{m}$, а для PI-C/Cu-2400 — $25 \mu\text{m}$. Поскольку в действительности $\frac{l}{l_{Cu}} \geq 1$, эта оценка дает наименьшее значение среднего эффективного диаметра каналов (необходимо иметь в виду, что это не наименьший диаметр капилляров, соединяющих соседние участки относительно широких каналов, а именно средний эффективный диаметр). Эти значения представляются вполне разумными и не противоречат результатам электронной микроскопии (рис. 5).

Параметр b значительно больше единицы для обоих композитов. Это обстоятельство указывает на то, что заметный вклад биоуглеродной матрицы в проводимость композитов связан с прохождением тока через тонкие перемычки углерода, разделяющие близко расположенные медные каналы ($\frac{l}{l_m} \gg 1$). Это также согласуется со структурой композита (рис. 5).

5. Заключение

Путем инфильтрации в вакууме расплавленной меди в пустые, ориентированные вдоль длины образца каналы биоуглеродной матрицы белой сосны, полученной при температурах карбонизации дерева сосны при 1000 и 2400° С, были приготовлены образцы композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400. Удельное электросопротивление этих композитов измерено в интервале темпе-

ратур 5–300 К. Электросопротивление композитов имеет металлический характер. Особенности температурной зависимости $\rho(T)$ и величина ρ сильно зависят от температуры карбонизации матрицы. Увеличение температуры карбонизации от 1000 до 2400°С приводит к уменьшению ρ композита в 6 раз.

При инфильтрации жидкой меди в матрицу в ней происходит растворение элементов, входящих в состав матрицы, — в основном железа и марганца. Согласно оценкам, предельная концентрация этих примесей в меди, находящейся в матрице, составляет около 0.08–0.1 at.%. Наличие примесей этих элементов в меди приводит за счет эффекта Кондо к появлению на $\rho(T)$ меди и композитов минимума при температурах около 50 К. Интегральная чистота меди в каналах композита характеризуется величиной $RRR = 3–4$, в то время как для исходной меди $RRR \approx 50$. Удельное электросопротивление меди в композите при комнатной температуре составляет около $3\mu\Omega \cdot \text{см}$, ρ композита PI-C/Cu-1000 — $105\mu\Omega \cdot \text{см}$, а композита PI-C/Cu-2400 — $19\mu\Omega \cdot \text{см}$.

Показано, что $\rho(T)$ композитов определяется в основном микроструктурой матрицы: сочетанием параллельных каналов со средним диаметром около 50 $\mu\text{м}$, прерываемых системой тонких капилляров. Малое сечение заполненных медью капилляров приводит к тому, что эти области дают основной вклад в полное электросопротивление композитов. Согласно результатам, полученным в нашем исследовании, повышение температуры карбонизации дерева приводит к заметному увеличению эффективного сечения капилляров в углеродной матрице.

Авторы благодарят К.Т. Faber (Northwestern University, USA) за предоставление исследуемых образцов композита био-C/Cu.

Список литературы

- [1] A. Berner, K.C. Mundin, D.E. Ellis, S. Dorfman, D. Fuks, R. Evenhaim. *Sensors Actuators* **74**, 86 (1999).
- [2] J. Korab, P. Štefanik, Š. Kavecky, P. Šebo, G. Korb. *Composites A* **33**, 577 (2002).
- [3] J. Kovačik, S. Emmer, J. Bielek. *Kovoové Materialy* **42**, 365 (2004).
- [4] X. Kuang, G. Garatenuto, Z. Zhu, L. Nicolais. *Sci. Eng. Comp. Mater.* **5**, 9 (1996).
- [5] P. Šebo, P. Štefanik. *Int. J. Mat. Prod. Techn.* **18**, 141 (2003).
- [6] J. Kovačik, J. Bielek. *Scripta Mater.* **35**, 151 (1996).
- [7] A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, P. Gonzalez, D. Domínguez-Rodríguez, V. Fernandez-Quero, M. Singh. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* **1**, 56 (2004).
- [8] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Н.Ф. Картенко, Н.В. Шаренкова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, A. Jezowski, J. Mucha, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, F. M. Varela-Feria. *ФТТ* **48**, 415 (2006).
- [9] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Н.Ф. Картенко, Н.В. Шаренкова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, A. Jezowski, T.E. Wilkes, K.T. Faber. *ФТТ* **50**, 2150 (2008).
- [10] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Н.Ф. Картенко, Н.В. Шаренкова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, A. Jezowski, J. Mucha, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. *ФТТ* **51**, 1909 (2009).
- [11] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Н.Ф. Картенко, Н.В. Шаренкова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, A. Jezowski, T.E. Wilkes, K.T. Faber. *ФТТ* **52**, 1045 (2010).
- [12] И.А. Смирнов, Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, S.W. Wlosewicz, H. Misiorek, A. Jezowski, T.E. Wilkes, K.T. Faber. *ФТТ* **51**, 2135 (2009).
- [13] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, A. Jezowski, K.T. Faber. *ФТТ* **52**, 1262 (2010).
- [14] Г.К. Уайт. Экспериментальная техника в физике низких температур. Справочное руководство / Под ред. А.И. Шальникова. ГИФМЛ, М. (1961). С. 338.
- [15] R.A. Matula. *J. Phys. Chem. Ref. Data* **8**, 1147 (1979).
- [16] A. Jezowski, J. Mucha, G. Pompe. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **20**, 1500 (1987).
- [17] Э.А. Бельская, А.С. Тарабанов. *Теплофизические свойства твердых тел. Наук. думка, Киев* (1970). С. 111.
- [18] A.L. Love. *J. Appl. Phys.* **22**, 252 (1951).
- [19] P.L. Rossiter. *The electrical resistivity of metals and alloys*. Cambridge University Press (1987). 434 p.
- [20] B. Abeles, P. Sheng, M.D. Coutts, Y. Arie. *Adv. Phys.* **24**, 407 (1975).
- [21] D.S. McLachlan. *J. Phys. C: Solid State Phys.* **20**, 865 (1987).
- [22] D. McLachlan, M. Blazskiewicz, R.E. Newnham. *J. Am. Ceram. Soc.* **73**, 2187 (1990).
- [23] D.J. Bergman, O. Levy. *J. Appl. Phys.* **70**, 6821 (1991).
- [24] D.J. Bergman, D. Stroud. *Solid State Phys.* **46**, 147 (1992).
- [25] R. Landauer. *Am. Inst. Phys. Conf. Proc.* **40**, 2 (1978).
- [26] R.C. Pettersen. In: *The chemistry of solid wood* / Ed. R.M. Rowell. *Advances in chemistry series* 207. Am. Chem. Soc., Washington, DC (1984). Ch. 2. P. 119.
- [27] G. White, S.B. Woods. *Can. J. Phys.* **33**, 58 (1955).
- [28] R.W. Schmitt, I.S. Jacobs. *Can. J. Phys.* **34**, 1285 (1956).
- [29] W. Kiespe. *Z. Metallkd.* **58**, 895 (1967).
- [30] K.H. Fischer. In: *Landolt-Börnstein. Numerical data and functional relationships in science and technology. New series. Group III. V. 15a. Metals: Electronic transport phenomena*. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-N.Y. (1982). P. 323.