

Теплопроводность композита биоуглеродная матрица сосны/медь

© Л.С. Парфеньева¹, Т.С. Орлова¹, Б.И. Смирнов¹, И.А. Смирнов¹, Н. Misiorek², A. Jezowski², K.T. Faber³

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,
Wroclaw, Poland

³ Department of Materials and Engineering, Robert R. McCormick School
of Engineering and Applied Science, Northwestern University,
Campus Drive, Evanston, USA

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

(Поступила в Редакцию 12 октября 2009 г.
В окончательной редакции 3 декабря 2009 г.)

В интервале температур 5–300 К измерена теплопроводность нового типа композитов, приготовленных путем инфильтрации в вакууме расплавленной меди в пустые каналы (расположенные вдоль длины образца) высокопористых биоуглеродных матриц белой сосны. Биоуглеродные матрицы получались путем пиролиза дерева в токе аргона при двух температурах карбонизации 1000 и 2400°С. Из экспериментальных величин теплопроводностей композитов выделена доля, приходящаяся на теплопроводность расположенной в них меди, величины которой оказались значительно меньше теплопроводности исходной меди, использованной для приготовления композитов. Уменьшение теплопроводности меди в композите объясняется наличием дефектов в его структуре, а именно разрывов в заполнении медью продольных каналов, а также областей с поперечными каналами, тоже заполненными медью. Обсуждается также возможность уменьшения теплопроводности меди в композите из-за ее легирования примесями, содержащимися в углеродном каркасе матрицы.

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

The financial support for K.T.F. from the U.S. National Science Foundation under grant DMR-0710630 is gratefully acknowledged.

1. Введение

До сих пор у физиков-экспериментаторов и теоретиков, а также инженеров-практиков не ослабевает интерес к исследованию композиционных материалов, полученных на основе канальных пористых матриц (опалов, пористых стекол, асбестов, нанопористого углерода и высокопористого биоуглерода с канальными порами), в которых одна из составляющих композита представлена в виде полупроводниковых или металлических микро- или нанопроволок. Пористый материал в данном случае выполняет роль контейнера, в котором и располагаются эти проволоки.

В последние годы научный интерес вызвали композиты графит (углерод)/Cu (C/Cu) [1–5], которые получили также и практическое применение в качестве материалов для создания специальных сварочных швов и конструирования электрических контактов в разнообразных промышленных электронных устройствах [2,3,5,6]. Композиты, которые с успехом могут быть использованы в промышленности, должны иметь достаточно большие величины теплопроводности и электропроводности и небольшие значения коэффициента линейного расширения, плотности и коэффициента трения. Оба компонента композита C/Cu обладают набором физических параметров, которые могут удовлетворить указанным выше требованиям. Важным параметром для характеристики

качества композита, как отмечалось выше, является величина его теплопроводности κ .

В литературе имеются сведения о теплопроводности для нескольких типов композитов C/Cu: 1) полученных путем горячей прессовки порошков чистой меди и графита со средними размерами частиц ~ 22 и $\sim 16 \mu\text{m}$ соответственно [3]; 2) полученных также путем горячей прессовки порошка меди, покрытого с помощью электролиза слоем графита [3]; 3) сформированных из набора (связок) тонких, расположенных параллельно и ориентированных в одном направлении медных и графитовых слоев, прошедших соответствующую технологическую обработку [2]. В этом случае измерение κ проводилось вдоль и поперек этих слоев [2]. Во всех рассмотренных вариантах композитов для их приготовления использовалась чистая медь, теплопроводность которой при 300 К составляла $\sim 395 \text{ W/m} \cdot \text{K}$. Измерения κ в [2,3] проводились при температурах выше комнатной до 523–573 К. К рассмотрению полученных в [2,3] результатов для κ C/Cu мы еще вернемся в разделе 3.

В последние годы начали широко проводиться работы по исследованию физических свойств [7] (включая и их теплопроводность [8–11]) биоуглеродных матриц, полученных на основе различных пород дерева. Биоуглеродные матрицы получают путем пиролиза дерева в токе аргона. В результате такого процесса образует-

ся высокопористый (до 75 vol.%) углеродный материал (биоуглерод) с канальным типом пор с диаметрами от единиц до $100\ \mu\text{m}$, повторяющих структуру исходного дерева с „питательными“ каналами, вытянутыми преимущественно вдоль направления его роста.

На основе такого биоуглерода был получен новый тип композита C/Cu путем инфильтрации Cu в вакууме в пустые каналы биоуглеродной матрицы и определена его теплоемкость [12]. В настоящей работе была поставлена задача исследовать теплопроводность такого композита в интервале температур 5–300 К.

2. Приготовление образцов, методика измерений

Образцы композитов биоуглерод/медь были приготовлены на основе высокопористых (с канальным типом пор) биоуглеродных матриц белой сосны, в пустые каналы которых вводилась медь.

Биоуглеродные матрицы белой сосны изготавливались из дерева сосны по стандартной методике получения биоуглерода [6,13–16]. Вырезанные из дерева белой сосны пластины с „питательными“ каналами, вытянутыми вдоль направления роста дерева, были подвергнуты пиролизу (карбонизации) в токе аргона при различных температурах отжига (T_{carb}). Были получены две пластины биоуглерода: одна после отжига в течение 1 h при $T_{\text{carb}} = 1000^\circ\text{C}$ и вторая с дополнительным последующим отжигом в течение 30 min при 2400°C . Из этих пластин были вырезаны соответствующие образцы PI-C-1000 и PI-C-2400. Полученные образцы были аналогичны таковым, использованным в работе [9].

Биоуглеродная матрица сосны имеет более упорядоченную структуру канальных пор по сравнению с матрицами, полученными для других видов дерева (белого эвкалипта, бука, дуба, тополя и др.). Необходимо отметить также, что в образцах биоуглеродных матриц белой сосны кроме пустых каналов, вытянутых вдоль направления роста дерева, имеется небольшое количество пустых каналов, расположенных перпендикулярно направлению роста дерева. Этот факт следует учитывать при дальнейшем обсуждении полученных результатов при измерении $\kappa(T)$.

Пористость образцов PI-C-1000 и PI-C-2400 составила 75 vol.%, поперечный размер канальных пор в них варьируется от 4–8 до $50\ \mu\text{m}$, а плотность их углеродных каркасов равна $\sim 1.56\ \text{g/cm}^3$ [9].

Рентгеновские дифрактометрические кривые интенсивности для обеих групп образцов были получены при 300 К на аппарате ДРОН-2 на $\text{CuK}\alpha$ -излучении (35 kV, 15 mA, Ni-фильтр) и оказались аналогичными результатам, полученным нами ранее для подобных образцов в [9]. Дифрактограммы обоих образцов содержат диффузные гало, характерные для аморфного материала.

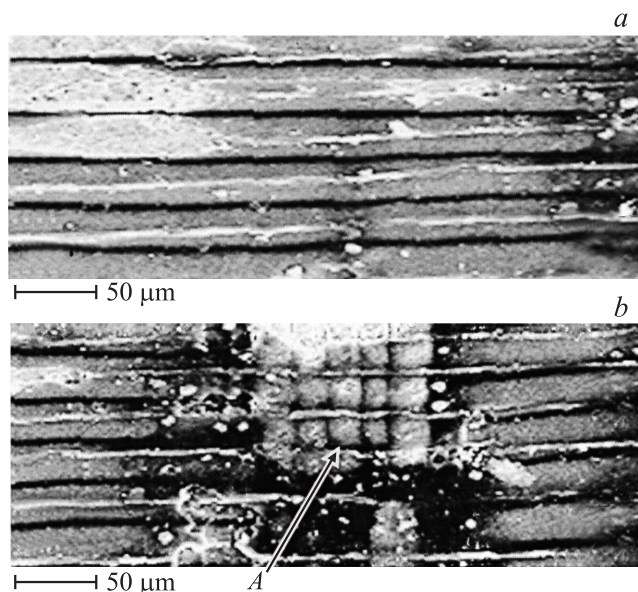


Рис. 1. Микрофотографии, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа для различных участков (*a*, *b*) образца PI-C/Cu-1000, расположенных параллельно направлению канальных пор биоуглеродной матрицы. Белым обозначены каналы, заполненные медью; черным — углеродный каркас матрицы. Объяснение области *A* приведено в тексте.

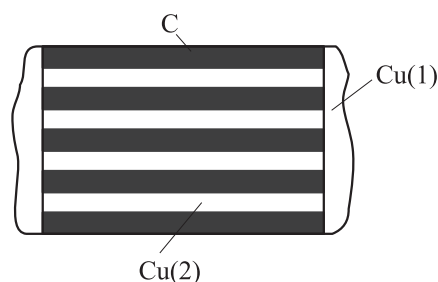


Рис. 2. Схема композита C/Cu с идеальным заполнением медью (Cu(2)) пустых каналов биоуглеродной матрицы. Cu(1) — избыточная медь, которая не вошла в матрицу (или частично „вытекла“ из ее каналов) после процесса инфильтрации в нее Cu. C — углеродный каркас биоуглеродной матрицы белой сосны.

Композиты биоуглеродная матрица белой сосны/медь изготавливались на основе образцов PI-C-1000 и PI-C-2400 путем инфильтрации в их пустые каналы в вакууме расплавленной меди марки OFHC (Oxygen — Free High Conductivity [17–21]). Основные параметры полученных композиционных материалов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 представлены в таблице.

Особенности структуры композитов C/Cu изучались с помощью микроскопа Hitachi S-3400. На рис. 1, *a*, *b* для образца PI-C/Cu-1000 приведены две микрофотографии с характерными структурами, обсуждение которых проведено в разделе 3.

При инфильтрации Cu в биоуглеродную матрицу белой сосны часть избыточной меди не вошла в нее

Параметры образцов композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400

Образцы композитов	Пористость биоуглеродных матриц PI-C-1000 и PI-C-2400, vol.%	Процент заполнения канальных пор матриц медью в композитах, vol.%	Остаточная пористость образцов композитов p , vol.%	Плотность образцов композитов, g/cm ³
PI-C/Cu-1000	75	64.74	10.26	6.42
PI-C/Cu-2400	75	69.48	5.52	6.94

(или, возможно, частично „вытекла“ из каналов матрицы после инфильтрации Cu) и оказалась на торцах образца (рис. 2). Эта медь была удалена с торцов и из нее приготовлены тонкие образцы, у которых также измерялась теплопроводность. Обозначим эту избыточную медь как Cu(1), а медь, входящую в состав композита, — как Cu(2).

Теплопроводность образцов PI-C/Cu-1000, PI-C/Cu-2400 и меди Cu(1) измерялась в интервале температур 5–300 К в вакууме 10⁻⁵ мм Hg на установке, аналогичной использованной в [22].

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 3 приведены полученные экспериментальные данные для теплопроводности композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400. Теплопроводность измерялась в них вдоль заполненных медью каналов ($\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}}\|$). Для сравнения там же (и в более крупном масштабе на рис. 4) представлены полученные нами ранее [9] значения ($\kappa_{\text{mat}}\|$) для биоуглеродной матрицы белой сосны, которые будут необходимы нам при анализе полученных данных по теплопроводности композитов.

Для композитов на рис. 3 приведены значения полной теплопроводности ($\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}}\|$), состоящей из электронной (κ_e) и фононной (κ_{ph}) составляющих ($\kappa^{\text{tot}} = \kappa_e + \kappa_{\text{ph}}$), а для биоуглеродных матриц белой сосны (рис. 3 и 4) — для $\kappa_{\text{ph}}(T)$, так как у них $\kappa_e \ll \kappa_{\text{ph}}$ [9].

Величины ($\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}}\|$) для композитов представлены на рис. 3 без учета и с учетом пористости образцов. Учет пористости проводился по формуле [23]

$$\kappa = \kappa_0(1 - p)\sqrt{1 - p}, \quad (1)$$

где κ и κ_0 — соответственно теплопроводности без учета и с учетом пористости образца, а p — величина пористости. При расчетах значения p для образцов композитов брались из таблицы.

Мы проанализировали данные для теплопроводности композитов C/Cu, полученные в [2,3]. На рис. 5 для 300 К представлены экспериментальные результаты для них из [2], проэкстраполированные на 300 К из области высоких температур, из [3] и полученные в

настоящей работе для PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400. Как видно из рисунка, величина теплопроводности у композитов, исследованных в настоящей работе, намного меньше, чем у измеренных в [2,3]. Уменьшение величины теплопроводности в композитах PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 может произойти как минимум по трем возможным причинам: 1) из-за существенного уменьшения в композитах величины теплопроводности биоуглеродной матрицы — „контейнера“ для композита; 2) из-за уменьшения теплопроводности меди, заполняющей каналы биоуглеродной матрицы, по сравнению с величиной теплопроводности исходной меди, использованной для ее инфильтрации в биоуглеродную матрицу; 3) из-за появления дефектов (стандартных или специфических) в медных „нитках“, конструирующих композит.

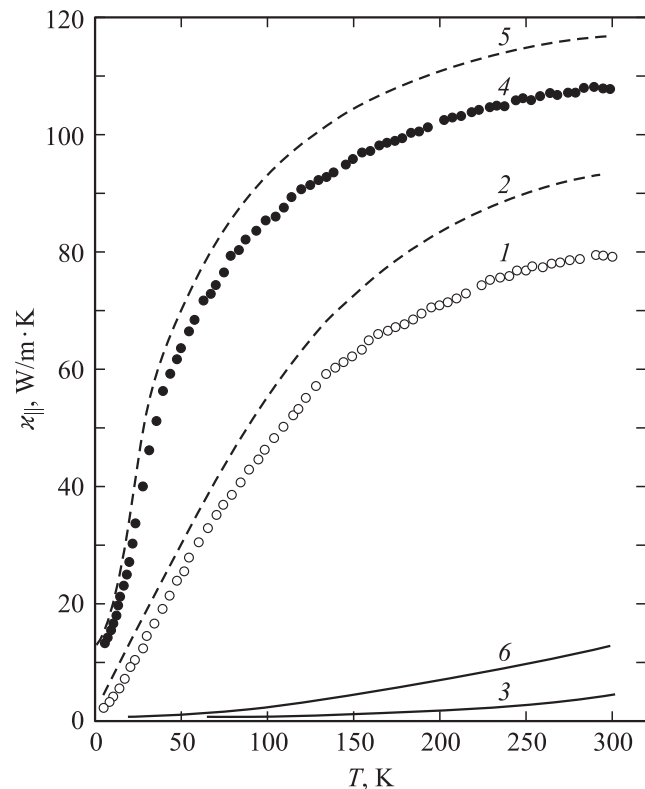


Рис. 3. Температурные зависимости теплопроводностей ($\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}}\|$) композитов PI-C/Cu-1000 (1, 2), PI-C/Cu-2400 (4, 5) и теплопроводностей биоуглеродных матриц сосны ($\kappa_{\text{mat}}\|$) PI-C-1000 (3) и PI-C-2400 (6) из работы [9]. 1, 4 — без учета, 2, 3, 5, 6 — с учетом их пористости.

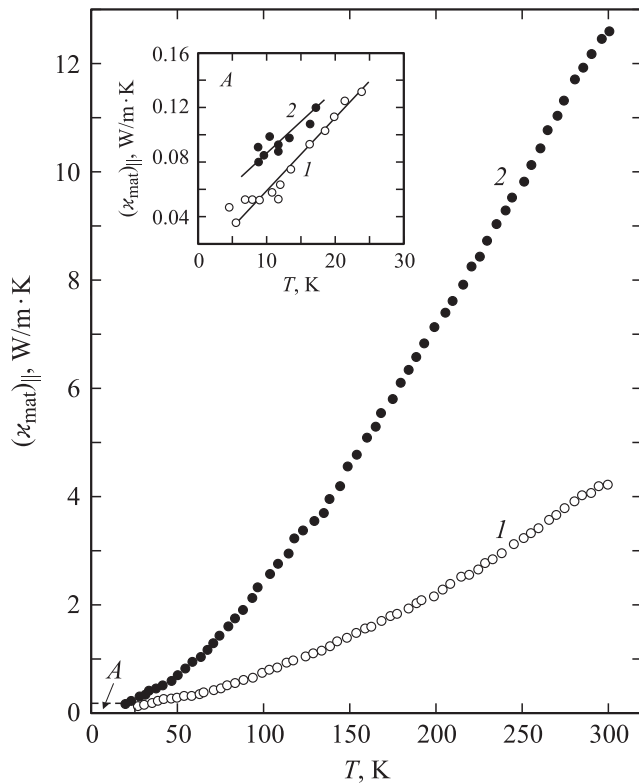


Рис. 4. Температурные зависимости теплопроводностей $(\kappa_{\text{mat}})_{\parallel}$ образцов PI-C-1000 (1) и PI-C-2400 (2) с учетом их пористости из работы [9].

Рассмотрим эти причины по отдельности.

Первая причина, как нам кажется, маловероятна по следующим соображениям. Как видно из рис. 3, величина теплопроводности биоуглеродной матрицы белой сосны невелика (она намного меньше теплопроводности Cu [21]), так что небольшое (и даже заметное) уменьшение ее κ из-за возможного появления в ней новых примесей или дефектов, которые могут возникнуть в процессе формирования композита, существенно не скажется на величине теплопроводности композита, приготовленного на ее основе.

Наиболее вероятно, что за уменьшение величины κ в композитах PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 ответственны вторая и третья причины.

Прежде чем приступить к анализу поведения теплопроводности меди Cu(2) (рис. 2), находящейся в каналах композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400, необходимо выделить ее величину из полученных экспериментальных значений $(\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}})_{\parallel}$ (рис. 3). Для этого воспользуемся формулой для теплопроводности смесей и композитов, в которых их компоненты располагаются в параллельных слоях [2,24],

$$\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}} = \kappa_{\text{mat}}(1 - m) + \kappa(\text{Cu}2)m, \quad (2)$$

где κ_{mat} и $\kappa(\text{Cu}2)$ — соответственно теплопроводности биоуглеродной матрицы сосны и меди, находящейся

в каналах композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400, а m — объемная доля меди Cu(2) в образце. Расчет по формуле (2) проводился с учетом пористости образцов, данных для параметров композитов, представленных в таблице, и значений для теплопроводностей $(\kappa_{\text{mat}})_{\parallel}$ биоуглеродных матриц PI-C-1000 и PI-C-2400, приведенных на рис. 4 [9]. Результаты проведенного расчета κ меди Cu(2) по (2) для обоих составов композитов представлены на рис. 6 (кривые 2 и 3). Величины теплопроводностей меди Cu(2) для этих композитов намного ниже значений κ исходной меди, которая вводилась путем инфильтрации в каналы биоуглеродных матриц сосны PI-C-1000 и PI-C-2400 (рис. 7, кривая 1). Это может быть связано с обогащением в процессе инфильтрации при высоких температурах меди Cu(2) примесями, имеющимися в углеродных каркасах биоуглеродных матриц сосны. В пользу такого предположения свидетельствуют следующие факты.

1) Биоуглеродная матрица сосны может содержать большое число различных свободных примесей аналогично подобным матрицам других пород дерева [25].

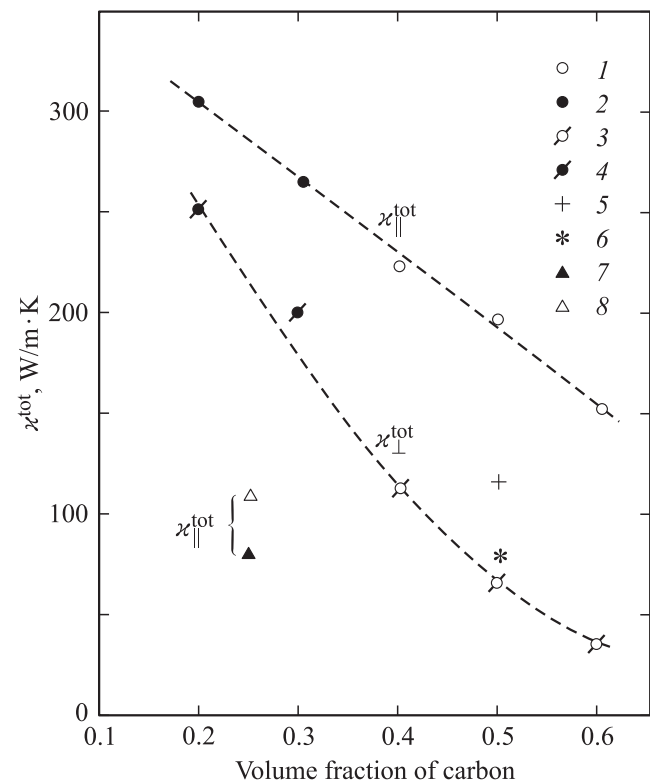


Рис. 5. Зависимости теплопроводностей при 300 К различных композитов от процентного содержания в них графита. 1, 2 — экспериментальные и расчетные значения $\kappa_{\parallel}^{\text{tot}}$ для композита, сформированного из набора медных и графитовых слоев [2]; 3, 4 — экспериментальные и расчетные значения $\kappa_{\perp}^{\text{tot}}$ для того же композита [2]; 5, 6 — соответственно теплопроводности композитов, полученных путем горячей прессовки порошков чистой меди и графита и порошка меди, покрытого графитом [3]; 7, 8 — $\kappa_{\parallel}^{\text{tot}}$ (без учета пористости) для образцов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 соответственно.

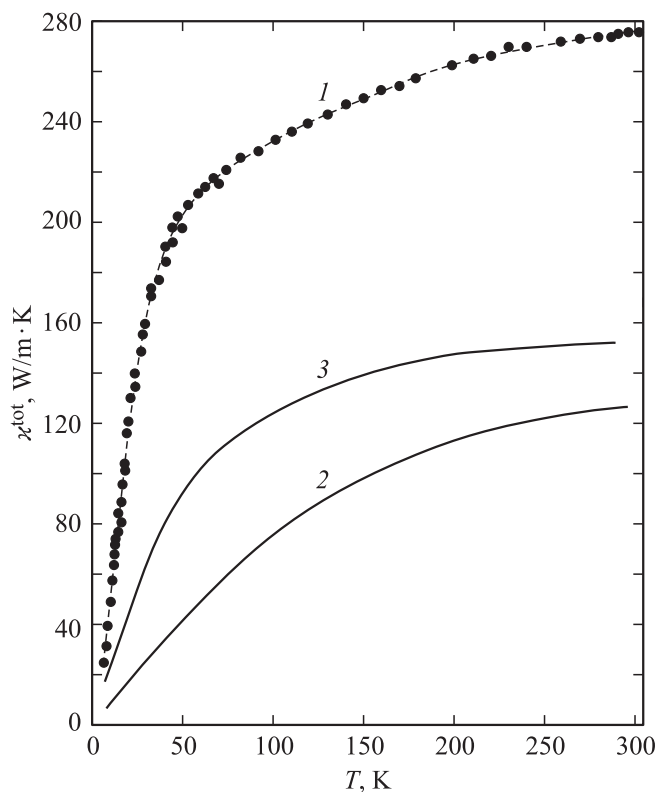


Рис. 6. Температурные зависимости теплопроводностей χ^{tot} меди Cu(1) (1) и Cu(2), находящейся в каналах композитов PI-C/Cu-1000 (2) и PI-C/Cu-2400 (3).

В процессе инфильтрации расплава меди в биоуглеродную матрицу некоторые из этих примесей могли войти в медь. Наличие примесей в биоуглеродных матрицах сосны подтверждается и достаточно большой величиной концентрации носителей тока в них, определенной из измерений эффекта Холла. Так, согласно [26], при 77 K концентрация дырок в PI-C-1000 и PI-C-2400 составила $6.3 \cdot 10^{20}$ и $3.6 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ соответственно.

2) Ранее нами было обнаружено [27–30], что при инфильтрации Si с концентрацией носителей тока $\sim (0.5–3.5) \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ в биоуглеродные матрицы белого эвкалипта и бука концентрация носителей в избыточном кремнии в композите SiC/Si после реакции $\text{C} + \text{Si} \rightarrow \text{SiC}$, согласно данным по эффекту Холла, теплопроводности и удельному электросопротивлению, составляла уже $\sim 10^{19}–10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Таким образом, происходил процесс, подобный наблюдаемому нами для случая меди Cu(2), — „обогащение“ Si примесями, имеющимися в углеродных каркасах этих биоуглеродных матриц.

3) Подтвердил высказанные выше предположения и прямой опыт. На схеме (рис. 2) изображена медь Cu(1), которая образовалась в процессе инфильтрации исходной меди в биоуглеродную матрицу белой сосны. Медь Cu(1) либо была избыточной, либо частично „вытекла“ из каналов композита и оказалась на торцах

образца. Эта медь находилась в достаточно тесном контакте с биоуглеродной матрицей и, если выдвинутое нами выше предположение верно, могла „обогащаться“ примесями, имеющимися в углеродном каркасе матрицы. На рис. 6 и 7 приведены температурные зависимости теплопроводности, полученные нами для меди Cu(1). Видно, что χ меди Cu(1) превышает значения χ меди Cu(2) для обоих исследованных композитов (рис. 6), но существенно ниже величины χ исходной меди (ср. кривые 1 и 3 рис. 7), которая вводилась в биоуглеродную матрицу белой сосны. Величина теплопроводности меди Cu(1) оказалась близка к значению χ для меди, легированной 0.056% Fe (рис. 7, кривые 2 и 3) [31]. Этот прямой опыт подтвердил возможность легирования меди при ее контакте с углеродным каркасом биоуглеродной матрицы.

Однако, как мы видели выше, величина χ меди Cu(1) оказалась больше, чем χ меди Cu(2) (рис. 6), т.е. степень легирования меди Cu(1) оказалась недостаточной для того, чтобы объяснить полученные экспериментально низкие значения для χ меди Cu(2). Возможно, что в меди Cu(2), находящейся в узких каналах биоуглеродной матрицы белой сосны, степень ее легирования будет значительно выше, чем она была в меди Cu(1), из-за более тесного контакта ее (и большей его площади) с источником допирования — углеродным каркасом матрицы.

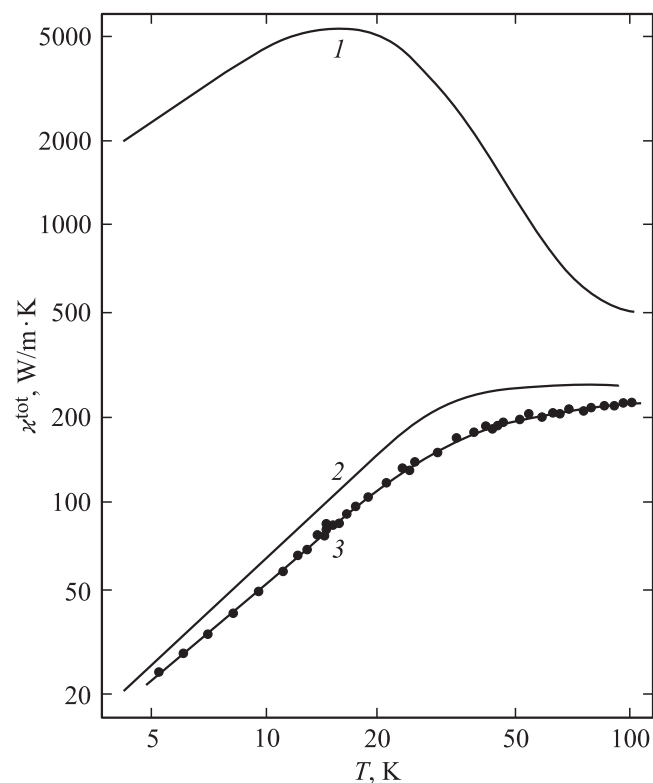


Рис. 7. Температурные зависимости теплопроводностей χ^{tot} : 1 — Cu марки OFHC [12,18–21], 2 — Cu + 0.056 wt.% Fe [31], 3 — Cu(1).

Уменьшение величины κ у меди Cu(2) может произойти также и за счет так называемого „структурного“ фактора — наличия разрывов в заполненных медью каналах, образования медных кластеров и областей, в которых (как отмечалось в разделе 2) наряду с основными продольными может появиться и некоторое количество поперечных каналов, также заполненных медью. Это предположение подтверждается микрофотографиями, приведенными на рис. 1, которые получены для образца PI-C/Cu-1000. Кроме областей с достаточно регулярным расположением каналов с медью и углеродом (рис. 1, а) у этого образца обнаружены участки с нарушением регулярности за счет появления заполненных медью перпендикулярно расположенных каналов (рис. 1, б, участок А). По нашему мнению, „структурный“ фактор, приводящий к уменьшению κ меди Cu(2), может играть первостепенную роль у композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400.

В разделе 1 настоящей работы отмечалось, что наиболее близкими по структуре к исследованным нами композитам являются композиты C/Cu, рассмотренные в работе [2]. Они также формируются из набора тонких параллельных медных и графитовых слоев, ориентированных в одном направлении. При этом оказалось, что их теплопроводности существенно выше теплопроводностей композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 (рис. 5), а расчеты величины $\kappa_{\text{comp}}^{\text{tot}}$, проведенные для них по формуле (2), хорошо совпали с полученными в эксперименте (рис. 5). При этих расчетах использовались табличные значения для величины теплопроводности меди, согласно которым при 300 К она равняется $\sim 395 \text{ W/m} \cdot \text{K}$, т.е. уменьшение теплопроводности меди при образовании этих композитов, которое мы наблюдали в случае PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400, не происходит. Это можно объяснить тем, что в композитах C/Cu, исследованных в [2], во-первых, отсутствует эффект легирования меди за счет ее контакта с достаточно чистым графитом¹ и, во-вторых, „структурный“ фактор не оказывает такого сильного влияния на теплопроводность меди (и графита) [2], как это имело место для композитов, исследованных в настоящей работе.

Приведенный выше анализ литературных данных для композитов C/Cu хотя и косвенно, но все же еще раз подтверждает наши предположения о причинах уменьшения теплопроводности меди, введенной в каналы биоуглеродной матрицы в композитах PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400.

В заключение этого раздела приведем на рис. 8 сводный график, на котором представлены литературные данные для теплопроводности чистой и легированной меди, бериллиевой бронзы и латуни, а также полученные в настоящей работе результаты для теплопроводности меди, находящейся в каналах композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400. Как видно из рисунка, теплопроводности

¹ Единственный возможный источник легирования в этом композите — это растворение углерода в меди. Однако процент такого растворения очень мал вплоть до самых высоких температур [2].

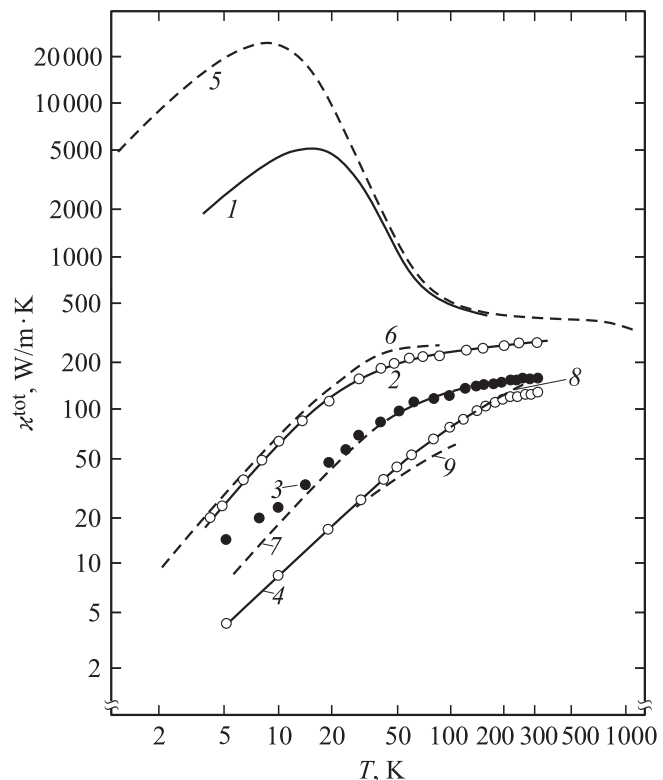


Рис. 8. Температурные зависимости теплопроводности κ^{tot} : 1 — меди марки OFHC, которая вводилась в пустые каналы биоуглеродных матриц сосны [12,18–21], 2 — образцов Cu (1), 3, 4 — образцов Cu(2), находящихся в каналах композитов PI-C/Cu-2400 и PI-C/Cu-1000 соответственно, 5 — рекомендованных табличных значений образцов чистой меди [21], 6 — легированной меди с 0.056 wt.% Fe [21,31], 7 — легированной меди, содержащей (в wt.%): 0.027 — P, по 0.01 — Fe, Ag, Zn, по 0.001 — Ni, Si, < 0.0001 — Al, Cr, Pb, Mg, Mn (каждого элемента) [20], 8 — бериллиевой бронзы (1.5 wt.% Be, 98.49 wt.% Cu, < 0.1 wt.% Fe) [32], 9 — латуни (70 wt.% Cu, 30 wt.% Zn) [32].

меди, находящейся в каналах исследованных в работе композитов, достаточно низки и сравнимы с теплопроводностями медных сплавов.

Более детальный анализ для теплопроводности меди, находящейся в каналах композитов PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 (оценка поведения их электронных и фононных составляющих теплопроводности), мы планируем провести в дальнейшем после теоретической обработки полученных нами данных для удельных электропроводностей и коэффициентов термоэдс этих композитов.

4. 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. В интервале 5–300 К проведено измерение их теплопроводности. Расчетным путем из полученных значений теплопроводности для композитов была выделена доля, приходящаяся на теплопроводность находящейся в каналах меди, величины которой оказались существенно ниже теплопроводности исходной меди, использованной при инфильтрации ее в углеродные матрицы. Показано, что уменьшение теплопроводности меди, расположенной в каналах углеродной матрицы, может произойти, во-первых, из-за ее легирования за счет примесей, содержащихся в углеродных каркасах матриц (такое легирование возможно при высоких температурах, при которых проводится приготовление композитов), и, во-вторых, за счет так называемого „структурного“ фактора — наличия разрывов в заполненных медью каналах, образования медных кластеров и областей, в которых наряду с основными продольными может появиться и некоторое количество поперечных каналов, также заполненных медью.

К сожалению, больших величин теплопроводности в новом типе композита C/Cu, предложенном в настоящей работе, получить по объективным причинам не удалось. Однако исследованные в работе композиты PI-C/Cu-1000 и PI-C/Cu-2400 могут представить определенный интерес для некоторых практических применений. Величина их теплопроводности оказалась близкой к таковой для композитов C/Cu, приготовленных методом горячей прессовки порошков меди и графита [3].

Авторы выражают благодарность D. Heznandez Maldonado за помощь в структурной характеристике образцов C/Cu методом SEM.

Список литературы

- [1] A. Berner, K.C. Mundim, 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] A. Kovačik, S. Emmer, J. Bielek. *Kovové Mater.* **42**, 365 (2004).
- [4] J. Kuang, G. Carotenuto, Z. Zhu, L. Nicolais. *Sci. Eng. Composite Mater.* **5**, 9 (1996).
- [5] P. Šebo, P. Štefanik. *Int. J. Mater. 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**, 6, 1045 (2010).
- [12] И.А. Смирнов, Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, D.W. Wlosewicz, Н. Misiorek, A. Jezowski, T.E. Wilkes, K.T. Faber. *ФТТ* **51**, 2135 (2009).
- [13] P. Greil, T. Lifka, A. Kaindl. *J. Eur. Ceram. Soc.* **18**, 1961 (1998).
- [14] C.E. Byrne, D.C. Nagle. *Carbon* **35**, 267 (1997).
- [15] C. Zollfrank, H. Siber. *J. Eur. Ceram. Soc.* **24**, 495 (2004).
- [16] J. Martinez-Fernandez, A. Munoz, A.R. de Arellano-Lopez, F.M. Varela-Feria, A. Dominguez-Rodriguez, M. Singh. *Acta Mater.* **51**, 3259 (2003).
- [17] V.S. Kaul, K.T. Faber, R. Sepulveda, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. *Mater. Sci. Eng. A* **428**, 225 (2006).
- [18] Г. Уайт. Экспериментальная техника в физике низких температур (справочное руководство) / Под ред. А.И. Шальникова. Физматлит, М. (1961). С. 347.
- [19] E.D. Marquardt, J.P. Le, Ray Radebaugh. *11th Int. Cryocooler Conf. Keystone, Colorado* (2000). P. 30.
- [20] R.L. Powell, H.M. Roder, W.M. Rogers. *J. Appl. Phys.* **28**, 1282 (1957).
- [21] Теплопроводность твердых тел. Справочник / Под ред. А.С. Охотина. Энергоатомиздат, М. (1984). 320 с.
- [22] A. Jezowski, J. Mucha, G. Pompe. *J. Phys. D.* **20**, 1500 (1987).
- [23] Е.Я. Литовский. *Изв. АН СССР. Неорг. материалы* **16**, 559 (1980).
- [24] Г.Н. Дульнев, Ю.П. Заричняк. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. Энергия. Л. (1974). 264 с.
- [25] P. Gonzalez, J.P. Borrajo, J. Serra, S. Liste, S. Chiussi, B. Leon, K. Semmelmann, A. de Carlos, F.M. Varela-Feria, J. Martinez-Fernandez, A.R. de Arellano-Lopez. *Key Eng. Mater.* **254–256**, 1029 (2004).
- [26] В.В. Попов, Т.С. Орлова, J. Ramirez-Rico. *ФТТ* **51**, 2118 (2009).
- [27] А.И. Шелых, Б.И. Смирнов, Т.С. Орлова, И.А. Смирнов, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, F.M. Varela-Feria. *ФТТ* **48**, 214 (2006).
- [28] Л.С. Парфеньева, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, J. Mucha, A. Jezowski, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, R. Sepulveda. *ФТТ* **49**, 204 (2007).
- [29] Т.С. Орлова, Д.В. Ильин, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, R. Sepulveda, J. Martinez-Fernandez, A.R. de Arellano-Lopez. *ФТТ* **49**, 198 (2007).
- [30] В.В. Попов, Т.С. Орлова, J. Ramirez-Rico, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. *ФТТ* **50**, 1748 (2008).
- [31] G.K. White, S.B. Woods. *Phil. Mag.* **45**, 1343 (1954).
- [32] Л.А. Новицкий, И.Г. Кожевников. Теплофизические свойства материалов при низких температурах. Справочник. Машиностроение. М. (1975). 216 с.