

Теплопроводность высокопористого сильнолегированного биоморфного карбида кремния, приготовленного на основе биоуглерода дерева сапели

© Л.С. Парфеньева¹, Т.С. Орлова¹, Б.И. Смирнов¹, И.А. Смирнов¹,
Н. Misiorek², J. Mucha², A. Jezowski², R. Cabezas-Rodriguez³, J. Ramirez-Rico³

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 Dpto Fisica de la Materia Condensada — ICMSE Universidad de Sevilla,
Sevilla, Spain

E-mail: Igor.Smirnov@mail.ioffe.ru, Smir.bi@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 16 января 2012 г.)

В интервале температур 5–300 К измерены удельное электросопротивление и теплопроводность высокопористого ~ 52 vol.% (с канальным типом пор) био-SiC, полученного на основе биоуглерода дерева сапели. Проводится анализ полученных результатов в сравнении с данными для био-SiC на основе бука и эвкалипта, а также поликристаллического β -SiC. Делается заключение о том, что био-SiC на основе натурального дерева имеют величины сопротивления и теплопроводности, типичные для сильнолегированных поликристаллических β -SiC.

Работа выполнена при финансовой поддержке программ президиума РАН (П-20), испанского проекта P09-TEP-5152, проекта Министерства науки и высшего образования Польши N202259939 и в рамках двустороннего соглашения между Польской и Российской академиями наук.

1. Введение

Биоморфная керамика составляет новый класс материалов, получение которых основано на превращении дерева в карбиды [1,2].

Особый интерес для фундаментальной физики и технических применений в последние годы вызвал высокопористый (с канальным типом пор) биоморфный карбид кремния (био-SiC) [3–10].¹

Процесс получения био-SiC проходит через четыре стадии [3].

Первая стадия — выбор типа исходного дерева (сосны, бука, эвкалипта, сапели и др.) с заданной сеткой „питательных“ каналов микро- и наноразмеров, ориентированных преимущественно вдоль направления роста дерева и частично в перпендикулярном к нему направлении.

Вторая стадия связана с проведением пиролиза (обугливания) выбранного образца дерева в атмосфере аргона при различных температурах карбонизации T_{carb} от ~ 400 до $\sim 2500^\circ\text{C}$. Чаще всего $T_{\text{carb}} = 800\text{--}1000^\circ\text{C}$. Материал, полученный в результате рассмотренной выше процедуры, получил название высокопористого (с канальным типом пор) биоуглерода (био-C).

При третьей стадии осуществляется инфильтрация в вакууме расплавленного Si в пустые каналы биоугле-

¹ В работах [3–10] представлен достаточно подробный набор литературных ссылок (порядка нескольких десятков) на основные работы, выполненные по исследованию физико-химических, структурных и физических свойств био-SiC и других биокарбидов.

рода. В результате химической реакции Si с биоуглеродом происходит образование экокерамики, состоящей из кубического карбида кремния β -SiC и избытка Si, не вступившего в реакцию с биоуглеродом и располагающегося в каналах полученной экокерамики (β -SiC/Si). В экокерамике имеется также и небольшая концентрация углерода, не вступившего в реакцию с Si.

И наконец, на четвертой стадии происходит удаление избыточного Si из экокерамики β -SiC/Si с помощью различных методик (химического травления [11], высокотемпературного отжига в вакууме) и получение высокопористого (с канальным типом пор) био-SiC.²

В био-SiC, полученном по описанной выше методике, сохраняется общий характер структуры дерева и соответствующего ему биоуглерода. Однако такого соответствия по отношению к величинам пористости этих материалов не наблюдается [10].

В первых работах, посвященных био-SiC [3], полагалось, что пористость исходных биоуглеродов (P_C) и полученных на его основе био-SiC (P_{SiC}) остается неизменной. Этот вывод не подтвердился в [10]. Оказалось, что в процессе инфильтрации (и, возможно, удаления Si из экокерамики) происходит существенная перестройка в системе пор образца: исчезают мелкие

² Для полноты картины получения био-SiC надо отметить, что кроме рассмотренного выше цикла получения био-SiC в [4] предлагается использовать подобный метод в несколько модифицированном виде. Кремний в нем вводится в биоуглерод в виде паровой фазы. В результате химической реакции образуется β -SiC, но уже без избытка в образце Si.

поры, уменьшаются размеры больших пор и появляются поры со средними диаметрами. Как следствие этого процесса, величина пористости P_{SiC} становится меньше значений P_C ($P_{SiC} < P_C$) (см. таблицу [10]).

Высокопористый био-SiC по своей структуре и физическим характеристикам является уникальным и принципиально отличается от известного в полупроводниковой электронике пористого SiC, который получают с помощью электрохимического травления SiC во фтористоводородной кислоте при ультрафиолетовой подсветке [12–14]. Основное различие между этими двумя пористыми материалами состоит в том, что био-SiC является созданной природой пористой системой, в которой размеры и расположение пор в образце зависят от типа дерева, в то время как пористый SiC представляет собой искусственный объект, приготовленный экспериментатором, который он может изменять по своему усмотрению.

Био-SiC, как отмечалось выше, имеет основные поры в виде каналов микронных размеров, располагающихся в образце в направлении роста дерева. Наличие канальных пор приводит к тому, что в кубическом био-SiC проявляется анизотропия его физических параметров при проведении измерений вдоль и поперек канальных пор. В пористом SiC, напротив, в основном имеются наноразмерные поры, беспорядочно располагающиеся по поверхности образца.

Био-SiC представляет интерес как для фундаментальной физики гиперпористых систем, так и для практических применений. Для фундаментальных исследований он выступает как модельный материал для изучения влияния гиперпористости на явления переноса и его электронную зонную структуру, а также для изучения влияния на тепловые и электрические свойства поверхностных колебаний, возникающих в SiC.

Возможные пути практического использования био-SiC связаны с его структурными особенностями. Био-SiC относится к разряду высокотемпературных керамик, наличие в нем пустых каналов микронных размеров позволяет использовать его в качестве легких биоимплантантов, нагревательных элементов „высокотемпературного сита“ для фильтрации расплавов металлов или полупроводников. Однако наиболее перспективным направлением для практики представляется использование его как пористой матрицы для приготовления сверхпрочных легких высокотемпературных металлокерамик, которые можно получить при введении в его пустые каналы различных металлов или полупроводников. Поэтому на первом этапе исследования физических свойств био-SiC основное внимание исследователей было уделено изучению при комнатной температуре структуры био-SiC и композитов на его основе и их механических характеристик при $T > 300$ К [3,5,8,9,10].

На следующих этапах исследования био-SiC появился интерес к изучению его тепловых, электрических, гальваномагнитных и термоэлектрических свойств при низких температурах ($T < 300$ К). Эти данные оказа-

лись необходимыми как для построения теории гиперпористых полупроводников, так и для поисков у них возможных новых физических эффектов. Большинство работ для области низких температур было выполнено на различных составах био-SiC с участием авторского коллектива, представленного в настоящей работе. При этом в интервале 5–300 К были измерены удельное электросопротивление (ρ), теплопроводность (κ), теплоемкость (C_p) и термоэдс (S) у био-SiC, приготовленного на основе биоуглерода дерева белого эвкалипта (био-SiC(WE)) [15–18], а также удельное электросопротивление, эффект Холла и магнетосопротивление у био-SiC, полученного на основе биоуглерода бука (био-SiC(BE)) [19].

В обоих исследованных био-SiC, согласно данным по термоэдс, наблюдалась проводимость n -типа и полупроводниковый характер поведения $\rho(T)$ (ρ уменьшалось в ростом температуры). В био-SiC(WE) [18] в области температур 5–150 К обнаружен вклад в термоэдс, связанный с увлечением электронов фононами, аналогичный наблюдающемуся в монокристаллах β -SiC, а при измерении теплоемкости при постоянном давлении [17] показано, что в интервале 3.5–60 К основной вклад в ее величину вносят поверхностные колебания кристаллической решетки. У био-SiC(BE) из измерений эффекта Холла и ρ [19] получено, что концентрация носителей тока в нем при $T = 4.2$ К составляет $\sim 4-5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, а подвижность носителей тока $\sim 1 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$. В [19] также было показано, что зависимость ρ от температуры и магнитного поля в био-SiC(BE) хорошо описывается теорией квантовых поправок к проводимости.

Однако для построения теоретической модели, которая смогла бы более полно описать физическую природу био-SiC, имеющихся в литературе экспериментальных данных оказалось недостаточно. Для этого необходимо расширить круг исследованных биокарбидов кремния, полученных на основе более широкого набора биоуглеродов с различной микроструктурой: с разными размерами пустых канальных пор и их расположением по сечению образца, с различным соотношением между порами с микро- и наноразмерами и т. д.

Исходя из сказанного выше, можно сформулировать цель настоящей работы: получение и исследование в интервале температур 5–300 К $\rho(T)$ и $\kappa(T)$ био-SiC, приготовленного на основе биоуглерода дерева сапели (био-SiC(SA)). Этот биокарбид кремния будет вторым представителем из семейства био-SiC, на котором предполагается проведение подобных измерений указанных выше параметров.

2. Приготовление образцов, их характеристика и методика измерений

В качестве объекта исследования в настоящей работе был выбран био-SiC на основе дерева сапели (Entand-

roprhagma cylindricum) – био-SiC(SA). Образцы био-SiC(SA) были получены в результате четырехстадийного процесса их приготовления, описанного во Введении.

Получение биоуглерода дерева сапели (био-C(SA)) и инфильтрация в его каналы Si проводились соответственно при $T = 1000^\circ\text{C}$ и 1500°C . Для проведения измерений из приготовленного био-SiC(SA) вырезались образцы в виде параллелепипедов с размерами $3 \times 3 \times 15 \text{ mm}$, длинные стороны которых были направлены вдоль оси роста дерева (то есть вдоль пустых каналов в образце), поэтому все исследованные в работе физические параметры имеют маркировку (\parallel).

Согласно литературным данным, величина пористости био-C(SA) P_C лежит в пределах от 63 до $\sim 66.6 \text{ vol.}\%$ [5,10,20], а пористость P_{SiC} приготовленного на его основе био-SiC(SA) изменяется от 51 до $\sim 56 \text{ vol.}\%$ [5,6,8,10]. Пористость P_{SiC} исследованного в настоящей работе образца био-SiC(SA) составляла $\sim 52 \text{ vol.}\%$.

Дерево сапель относится к разряду твердых пород дерева (hardwood). В его микроструктуре наблюдается три типа канальных пор [10]: 1 — каналы достаточного большого диаметра (vessel или sap channels), 2 — каналы в виде нитей и волокон (fibers channels) и 3 — радиальные лучевые каналы со средними по размерам диаметрами (rays channels). Каналы видов 1 и 2 ориентированы вдоль направления роста дерева (\parallel), а каналы 3 — перпендикулярно к нему (\perp). В био-C(SA), согласно [5], при $P_C = 66.6 \text{ vol.}\%$ на поры-каналы 1 и 2 приходится соответственно 18.4 и 48.2 vol.%. Размеры пор 1 и 2 в био-C(SA) составляют ~ 55 и $0.1 \mu\text{m}$. В био-SiC(SA) после процессов инфильтрации Si в биоуглерод и удаления избыточного Si маленькие поры ($0.1 \mu\text{m}$) исчезают, а основными становятся поры двух типов $\sim 4\text{--}4.5$ и $40\text{--}45 \mu\text{m}$ [8].

Согласно [3,5], при образовании био-SiC(SA) в полученных образцах возможно наличие углерода, не вступившего в реакцию с Si в процессе его инфильтрации в био-C(SA). Такой углерод находится в аморфном состоянии, а его концентрация в зависимости от условий приготовления био-SiC(SA) может колебаться от 4 до $\sim 11 \text{ vol.}\%$ [3,5].

На полученных образцах био-C(SA) и био-SiC(SA) были проведены микроструктурные и рентгеноструктурные исследования. Микрофотографии, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа Philips XL30, были аналогичны микрофотографиям, приведенным в работах [5,6,10,21]. Рентгенографические исследования, проведенные на аппарате ДРОН-2 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение), дали для образцов био-SiC(SA) дифракционную картину, соответствующую кубическому β -SiC с параметром решетки $\sim 4.358 \text{ \AA}$. Его фаза достаточно хорошо сформирована. Было показано, что в полученных образцах био-SiC(SA) полностью отсутствует свободный Si.

Измерение удельного электросопротивления и теплопроводности проводилось в области 5–300 К в вакууме 10^{-5} mmHg на установке, аналогичной использованной в [22]. До начала измерений для удаления влаги и газов, которые могли находиться в порах исследованных образцов, они в течение суток выдерживались в экспериментальной установке при постоянной откачке системы до 10^{-5} mmHg .

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1 и 2 приведены экспериментальные данные $\chi_{\parallel}^{\text{exp}}(T)$ и $\rho_{\parallel}^{\text{exp}}(T)$ для исследованных образцов био-SiC(SA).

На эксперименте измерялась общая теплопроводность $\chi_{\text{tot}} = \chi^{\text{exp}}$, где

$$\chi_{\text{tot}} = \chi_e + \chi_{\text{ph}}, \quad (1)$$

а χ_e и χ_{ph} соответственно электронная и фононная составляющие теплопроводности. Оценки величины χ_e по закону Видемана–Франца

$$\chi_e = LT/\rho \quad (2)$$

(L — число Лоренца) показали, что во всем исследованном интервале температур 5–300 К даже при наивысшем из возможных значений $L = L_0 = 2.45 \cdot 10^{-8} \text{ W} \cdot \Omega/\text{K}^2$ $\chi_e \ll \chi_{\text{ph}}$, и поэтому величина $\chi_{\parallel}^{\text{exp}}$ для всего исследованного интервала температур будет соответствовать χ_{ph} (но пока без учета пористости образцов).

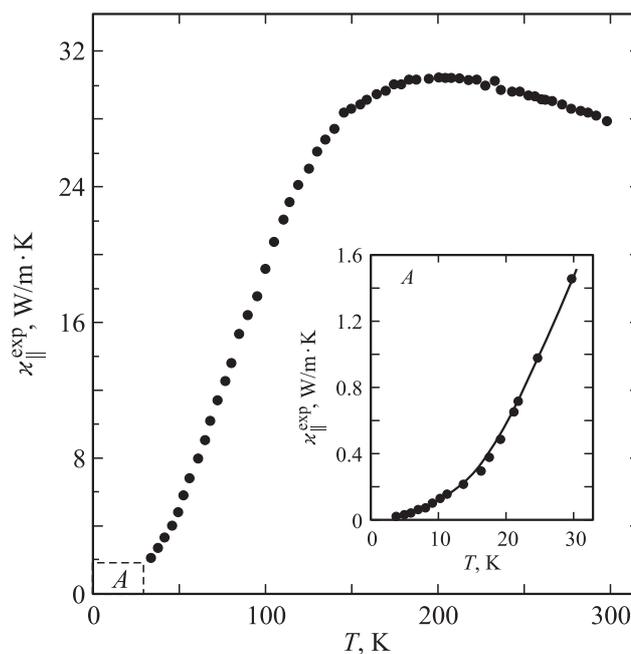


Рис. 1. Температурная зависимость теплопроводности $\chi_{\parallel}^{\text{exp}}$ био-SiC(SA) без учета пористости образца. А — низкотемпературный участок кривой $\chi_{\parallel}^{\text{exp}}(T)$.

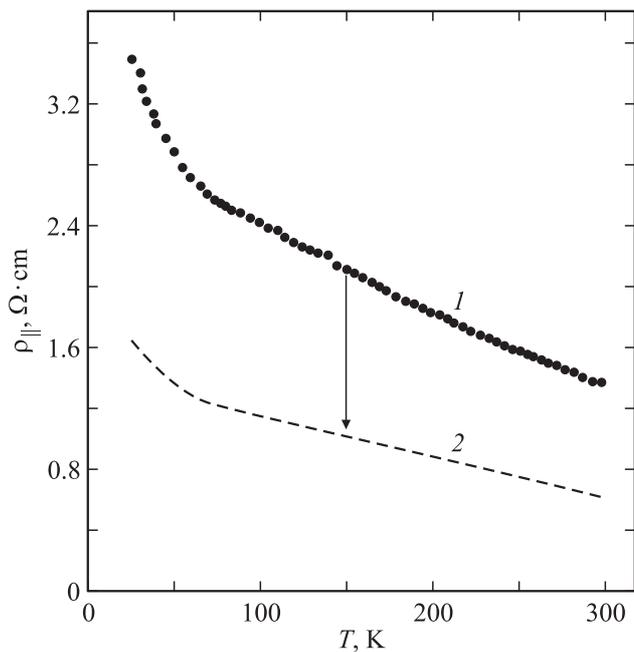


Рис. 2. Температурные зависимости удельного электропроводности $\rho_{||}$ био-SiC(SA). 1 и 2 соответственно данные, полученные без учета ($\rho_{||}^{\text{exp}}$) и с учетом ($\rho_{||}^0$) пористости образца.

Учет пористости для теплопроводности исследованных образцов био-SiC(SA) проводился по формуле [23]

$$\kappa_{\text{ph}} = \kappa^{\text{exp}} = \kappa_{\text{ph}}^0 (1 - P_{\text{SiC}}) \sqrt{1 - P_{\text{SiC}}}, \quad (3)$$

где $\kappa_{\text{ph}} = \kappa^{\text{exp}}$ и κ_{ph}^0 соответственно теплопроводности без учета и с учетом пористости образца.³ На рис. 3 приведены данные для $\kappa_{||}^0(T)$ для образца био-SiC(SA). Величина пористости $P_{\text{SiC}}(\text{SA})$ для него принималась равной 0.52 согласно данным, приведенным во Введении.

Как было отмечено выше, в образцах био-SiC(SA) всегда имеется некоторое количество аморфного углерода. Величина теплопроводности такого углерода (κ_{ac}) достаточно мала. Она составляет $\sim 1.6 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ при 300 К и $\sim 0.016 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ при 4 К [24,25], что намного меньше теплопроводности био-SiC(SA) (см. рис. 1,3). Поэтому вклад κ_{ac} в измеренную на эксперименте теплопроводность био-SiC(SA) будет пренебрежимо мал.

На рис. 2 (кривая 1) приведены значения для $\rho_{||}^{\text{exp}}$ био-SiC(SA) без учета пористости образца. Учет пористости проводился с помощью простой формулы [26,27]

$$\rho^0 = (1 - P_{\text{SiC}}) \cdot \rho^{\text{exp}}, \quad (4)$$

где ρ^0 — удельное электропроводнение с учетом пористости образца. Величина пористости $P_{\text{SiC}}(\text{SA})$ при-

³ В дальнейшем для простоты и избежания сложной «многоярусной» индексации при обозначении κ мы не будем пользоваться для нее индексом «ph», но при этом всегда будем помнить, что все приведенные в статье данные для теплопроводности относятся к фоновной теплопроводности.

нималась равной 0.52. Вычисленные по формуле (4) значения $\rho_{||}^0(T)$ приведены на рис. 2 (кривая 2).

4. Обсуждение результатов

Удельное электропроводнение ($\rho_{||}^{\text{exp}}$ и $\rho_{||}^0$) исследованного образца био-SiC(SA) (рис. 2) по величине и характеру температурной зависимости ведет себя подобно ρ для образцов био-SiC(WE) [15,16] и био-SiC(BE) [19]. Оно также проявляет полупроводниковый характер поведения — уменьшение ρ с ростом температуры и по своей величине близко к $\rho^0(T)$ био-SiC(WE) (рис. 4, а) [15] и не сильно отличается от $\rho_{||}^0(T)$ био-SiC(BE) [19].

При высоких температурах (300–1000–1370 К) теплопроводность $\kappa_{||}$ (и частично κ_{\perp}) измерялась уже у большего числа био-SiC, а именно, приготовленных на основе биоуглеродов дерева бука, красного дуба, сосны, красного дерева и сапели [6]. На рис. 5 приведены данные для $\kappa_{||}^{\text{exp}}(T)$ и $\kappa_{\perp}^{\text{exp}}(T)$ био-SiC(SA) из [6] для температур 300–1370 К и $\kappa_{||}^{\text{exp}}(T)$, полученные в настоящей работе для интервала 5–300 К. Величина пористости образца, исследованного в [6], составляла $\sim 52 \text{ vol.}\%$, то есть была такой же, как и для образца измеренного в настоящей работе. Как видно из рис. 5, наблюдается хорошее совпадение теплопроводностей при 300 К у обоих исследованных образцов био-SiC(SA).

На рис. 4, б приведены данные для $\kappa_{||}^0(T)$ био-SiC(WE) из [15] и био-SiC(SA), полученные в настоящей рабо-

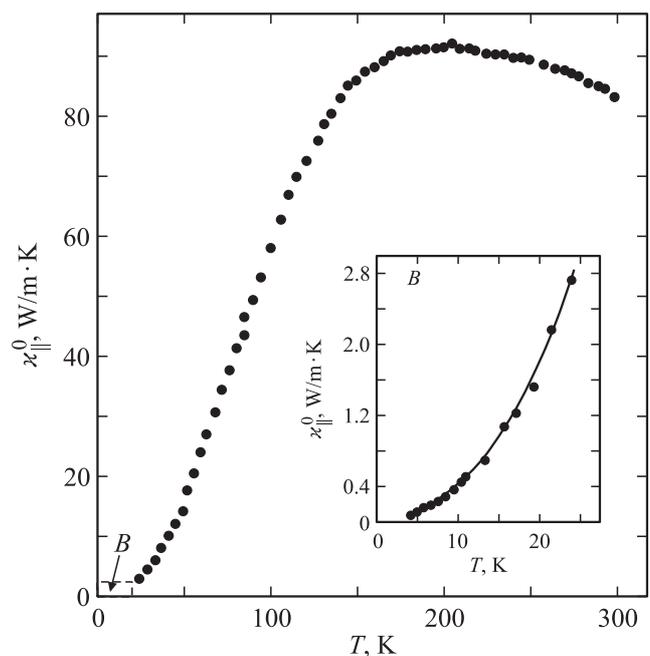


Рис. 3. Температурная зависимость теплопроводности $\kappa_{||}^0$ био-SiC(SA) с учетом пористости образца. B — низкотемпературный участок кривой $\kappa_{||}^0(T)$.

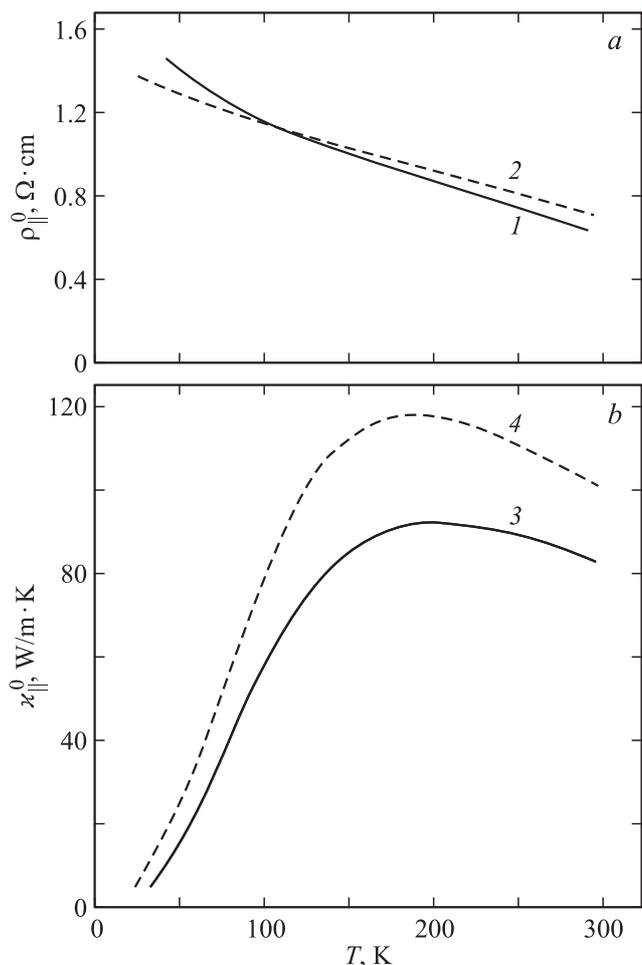


Рис. 4. Температурные зависимости удельного электросопротивления $\rho_{||}^0$ (a) и теплопроводности $\kappa_{||}^0$ (b) био-SiC. 1, 3 — био-SiC(SA) данные настоящего эксперимента, 2, 4 — био-SiC(WE) [15].

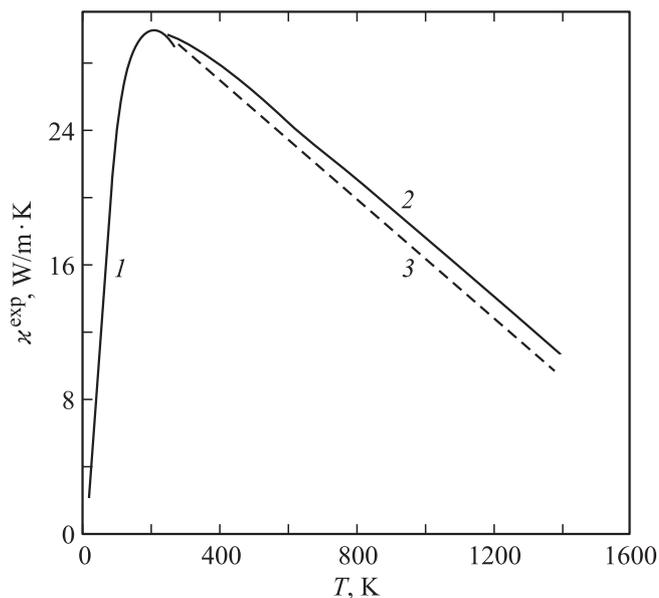


Рис. 5. Температурная зависимость теплопроводности κ^{exp} био-SiC(SA). 1 — данные настоящего эксперимента ($\kappa_{||}^{\text{exp}}$), 2, 3 — [6] (соответственно для значений $\kappa_{||}^{\text{exp}}$ и $\kappa_{\perp}^{\text{exp}}$).

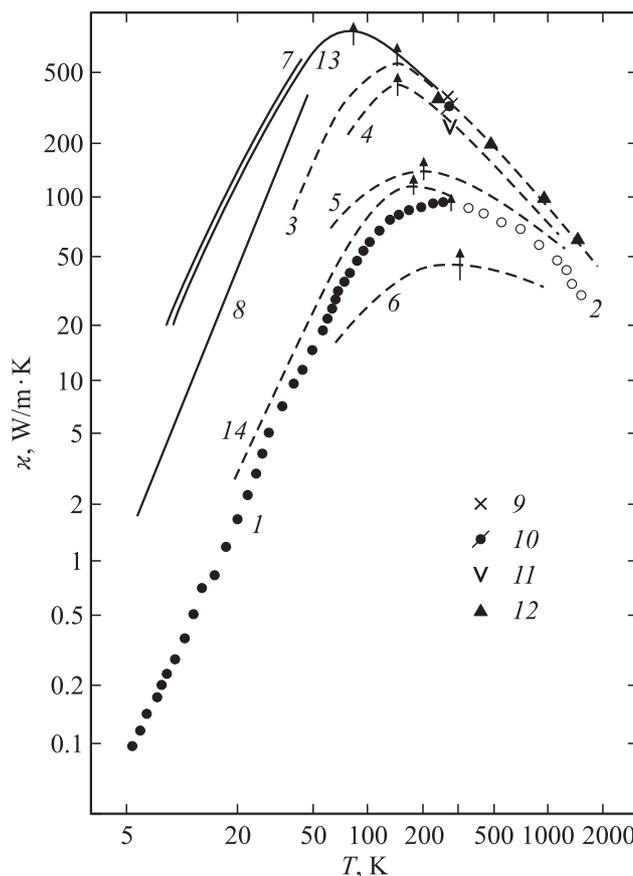


Рис. 6. Температурные зависимости фоновой теплопроводности $\kappa_{||}^0$ био-SiC(SA): 1 — настоящий эксперимент, 2 — [6], био-SiC(WE): 14 — [15] (см. текст статьи), а также κ поликристаллов β -SiC [28-36]: 3 — [29], 4-6 — [32] (4 — недопированный образец $n = 5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, 5 — легированный азотом $n = 8 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, 6 — легированный азотом и бором $n = 4 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$), 7 — [33], 8 — [30,31], 9 — [29], 10 — [28], 11 — [34], 12 — [35], 13 — [36].

те. Величина $\kappa_{||}^0(T)$ у био-SiC(SA) оказалась немного меньше, чем у био-SiC(WE), что может быть связано с различиями в микроструктуре исходных типов дерева этих материалов.

Надо отметить, что для определения величин $\rho_{||}^0(T)$ (рис. 4, a) и $\kappa_{||}^0(T)$ (рис. 4, b) у био-SiC(WE) мы использовали скорректированные значения для величины пористости этого материала. В [15] для пористости использовались значения $P_C(\text{WE})$, а в настоящей работе — величина $P_{\text{SiC}}(\text{WE})$, которая была меньше $P_C(\text{WE})$, так как согласно данным, приведенным в таблице, $P_C(\text{WE})/P_{\text{SiC}}(\text{WE}) \sim 1.14$.

На рис. 6 представлена подборка данных для зависимостей $\kappa(T)$ поликристаллических образцов β -SiC [28-36], а также результатов для $\kappa_{||}^0(T)$ био-SiC(WE) [15] и био-SiC(SA), полученных в [6] и настоящей работе. Все представленные на рис. 6 данные относятся к фоновой теплопроводности (κ_{ph}). Значения $\kappa_{||}^0(T)$ для био-SiC(SA) и био-SiC(WE) располагаются

Изменение величины пористости в био-SiC(P_{SiC}) по сравнению с пористостью соответствующего биоуглерода (P_C) для различных типов дерева [10].

Сорт дерева	P_C	P_{SiC}	P_C/P_{SiC}
Бук	56	47	1.19
Сапель	64	56	1.14
Красный дуб	71	59	1.25
Красное дерево	75	66	1.13
Сосна	79	68	1.16

вблизи кривых $\kappa_{ph}(T)\beta$ -SiC с концентрациями носителей тока $\sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ [32], что согласуется (хотя и не полностью совпадает количественно) с данными для концентрации носителей тока в био-SiC(BE), полученными из измерений эффекта Холла ($\sim (4-5)10^{19} \text{ cm}^{-3}$) [19].

5. Заключение

На основе дерева сапели после многоступенчатого цикла процедур, а именно получения путем его карбонизации при 1000°C высокопористого (с канальным типом пор) биоуглерода, инфильтрации в каналы последнего расплавленного Si, проведения химической реакции углерод-кремний с образованием биоморфного композита β -SiC/Si и удаления из него химическим путем Si, в конечном итоге были получены образцы высокопористого био-SiC(SA).

На этих образцах в интервале 5–300 К проведено измерение удельного электросопротивления $\rho_{||}^{\text{exp}}(T)$ и теплопроводности $\kappa_{||}^{\text{exp}}(T)$ вдоль пустых каналов. Введена поправка на пористость исследованных образцов ($\rho_{||}^0(T)$ и $\kappa_{||}^0(T)$). Пористость составляла $\sim 52 \text{ vol.}\%$.

Проведено сравнение величин $\kappa_{||}^0(T)$ и $\rho_{||}^0(T)$ био-SiC(SA) с опубликованными ранее значениями этих параметров для 5–300 К у био-SiC(WE) [15], а для $\kappa_{||}^0(T)$ еще и с литературными данными для био-SiC(SA), полученными при высоких температурах (300–1370 К) [6], и с имеющимися результатами для поликристаллических образцов β -SiC, исследованных при 4–1000 $^\circ\text{C}$ [28–36]. Из сравнения с последними результатами следует, что значения $\kappa_{||}^0(T)$ образцов био-SiC(SA) располагаются вблизи кривых $\kappa_{ph}(T)$ β -SiC, соответствующих концентрациям носителей тока $\sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, что близко к величине концентрации носителей тока $\sim (4-4.5)10^{19} \text{ cm}^{-3}$, определенной из измерений эффекта Холла у био-SiC(BE) [19].

Удельное электросопротивление био-SiC(SA) уменьшается с ростом температуры, т.е. проявляет полупроводниковый характер поведения. Тип проводимости у био-SiC(SA), согласно измерениям термоэдс, относится к электронному так же, как это имеет место у био-SiC(WE) и био-SiC(BE) [15,16,19].

Авторы выражают благодарность Н.Ф. Картенко за проведение рентгеноструктурных исследований образцов био-SiC(SA).

Список литературы

- [1] H. Sieber, C. Hoffman, A. Kaindl, P. Greil. Adv. Eng. Mater. **2**, 105 (2000).
- [2] H. Sieber. Mater. Sci. Eng. A **412**, 43 (2005).
- [3] A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, P. Gonzalez, C. Dominguez, V. Fernandez-Quero, M. Singh. Int. J. Appl. Ceram. Tech. **1**, 56 (2004).
- [4] E. Vogli, H. Sieber, P. Greil. J. Europ. Ceram. Soc. **22**, 2663 (2002).
- [5] V.S. Kaul, K.T. Faber, R. Sepulveda, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. Mater. Sci. Eng. A **428**, 225 (2006).
- [6] K.E. Pappacena, K.T. Faber, H. Wang, W.D. Porter. J. Am. Ceram. Soc. **90**, 2855 (2007).
- [7] V.S. Kaul, K.T. Faber. Scripta Mat. **58**, 886 (2008).
- [8] T.E. Wilkes, J.Y. Pastor, J. Llorca, K.T. Faber. J. Mater. Res. **23**, 1732 (2008).
- [9] T.E. Wilkes, S.R. Stock, F. De Carlo, X. Xiao, K.T. Faber. Phil. Mag. **89**, 1373 (2009).
- [10] K.E. Pappacena, S.P. Gentry, T.E. Wilkes, M.T. Johnson, S. Xie, A. David, K.T. Faber. J. Europ. Ceram. Soc. **29**, 3069 (2009).
- [11] H. Robbins, B. Schwartz. J. Electrochem. Soc. **106**, 505 (1959).
- [12] J.S. Shor, I. Grinberg, B.Z. Weiss, A.D. Kurtz. Appl. Phys. Lett. **62**, 2836 (1993).
- [13] J.S. Shor, L. Bemis, A.D. Kurtz, I. Grinberg, B.Z. Weiss, M.F. Mac Millian, W.J. Choyke. J. Appl. Phys. **76**, 4045 (1994).
- [14] Y. Ke, F. Yan, R.P. Devaty, W.J. Choyke. Mat. Science Forum, **527–529**, 719 (2006).
- [15] Л.С. Парфеньева, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, Н. Misiorek, J. Mucha, A. Jezowski, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, S. Sepulveda. ФТТ **49**, 204 (2007).
- [16] 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).
- [17] И.А. Смирнов, Б.И. Смирнов, A.I. Krivchikov, H. Misiorek, A. Jezowski, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, R. Sepulveda. ФТТ **49**, 1750 (2007).
- [18] И.А. Смирнов, Б.И. Смирнов, Е.Н. Мохов, Cz. Sulkowski, H. Misiorek, A. Jezowski, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. ФТТ **50**, 1355 (2008).
- [19] В.В. Попов, Т.С. Орлова, J. Ramirez-Rico, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. ФТТ **50**, 1748 (2008).
- [20] F.M. Varela-Feria. Ph.D. Thesis. Universidad de Sevilla (2004).
- [21] Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, Н.Ф. Картенко, Н.В. Шаренкова, Б.И. Смирнов, И.А. Смирнов, H. Misiorek, A. Jezowski, J. Mucha, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez. ФТТ **51**, 1909 (2009).
- [22] A. Jezowski, J. Mucha, G. Pompe. J. Phys. D. Appl. Phys. **20**, 1500 (1987).
- [23] Е.Я. Литовский. Изд. АН СССР. Неорган. материалы **16**, 559 (1980).
- [24] A. Balandin. Nature Materials. **10**, 569 (2011).
- [25] Физические величины. Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.С. Мейлихова. Энергоиздат, М. (1991) С. 197.

- [26] Э.А. Бельская, А.С. Тарабанов. В сб.: Теплофизические свойства твердых тел. Наук. думка, Киев (1971) С. 111.
- [27] A.L. Love. *J. Appl. Phys.* **22**, 252 (1951).
- [28] Ю.А. Водаков, А.Г. Остроумов. Измерения, контроль, автоматизация **2**, 53 (1987).
- [29] D. Morell, J. Hermans, C. Beetz, W.S. Woo, G.L. Harris, C. Taylor. *Inst. Phys., Conf. Ser. (UK)*, N137, 313 (1993).
- [30] Теплопроводность твердых тел. Справочник / под ред. А.С. Охотина. Энергоатомиздат, М. (1984) 320 с.
- [31] G. Bush. *Phillips. Res. Repts.* **16**, 455 (1964).
- [32] Л.И. Иванова, Р.А. Александров, К.Д. Демаков. *Изв. АН СССР. Неорганические материалы* **42**, 1320 (2006).
- [33] A. Sparavigna. *Phys. Rev. B* **66**, 174301 (2002).
- [34] Физико-химические свойства полупроводниковых веществ. Справочник. Наука, М. (1978) 339 с.
- [35] Y. Katoh, A. Kohyama, W. Yang, T. Hinoki, R. Yamada, S. Suyama, M. Ito, N. Tachikawa, M. Sato, T. Yamamura. *International Town Meeting of SiC/SiC Fusion. Institute of Advanced Energy, Kyoto University* (2000).
- [36] *Properties of Silicon Carbide*. Ed G.L. Harris, INSPEC, the Institution of Electrical Engineers, London, UK (1995), 282 p.