

Электрические свойства композита SiC/Si и биоморфной SiC-керамики, полученных на основе испанского бука

© В.В. Попов, Т.С. Орлова, J. Ramirez-Rico*, A.R. de Arellano-Lopez*, J. Martinez-Fernandez*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

* Universidad de Sevilla,
41080 Sevilla, Spain

E-mail: orlova.t@mail.ioffe.ru, 13745pop@mail.ru

(Поступила в Редакцию 24 января 2008 г.)

Проведено исследование зависимостей удельного сопротивления и коэффициента Холла от температуры и магнитного поля в композите SiC/Si, полученном на основе испанского бука, а также в высокопористом материале — био-SiC, образованном после извлечения химическим путем кремния из этого композита. Были определены и проанализированы основные параметры переноса заряда в этих материалах. Показано, что электрический транспорт в био-SiC осуществляется носителями *n*-типа с большой концентрацией $\sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ и малой подвижностью $\sim 1 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. Анализ полученных зависимостей проводился с использованием теории квантовых поправок к проводимости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 07-03-91353ННФ_а), программы Президиума РАН (П-03_02) и программы „Ведущие научные школы“ (НШ-5596.2206.2).

PACS: 61.82.Ms, 81.05.Mh

1. Введение

В последнее время большое внимание уделяется исследованиям керамических композитных материалов на основе SiC. Это связано с перспективами их использования в термоэлектрических генераторах и термометрах сопротивления, в аэрокосмической промышленности, сфере коммуникаций и ряде других областей [1,2].

Особый интерес вызывают принципиально новый материал — биоморфная SiC-керамика и композиты SiC/Si на ее основе, полученные с использованием в качестве исходного материала (прекурсора) различных пород дерева. Технологический процесс получения такой керамики включает в себя несколько последовательных стадий. Сначала осуществляется пиролиз дерева с образованием пористой углеродной матрицы, затем через канальные поры производится инфильтрация кремния, сопровождающаяся химической реакцией с образованием SiC. Часть непрореагировавшего избыточного кремния остается в канальных порах, формируя таким образом композит SiC/Si. Высокопористая био-SiC-керамика, являющаяся матрицей для композитов SiC/Si, получается путем химического извлечения Si из канальных пор [3]. Технология получения подобных керамических образцов подробно представлена в ряде работ, например в [4–7].

Преимуществом биоморфной керамики SiC является легкость получения изделий сложной формы в результате предварительной обработки прекурсора и сохранения этой формы в процессе образования карбида кремния. Проводятся серьезные исследования по изучению различных аспектов технологии изготовления биоморфных SiC- и SiC/Si-материалов на основе различных пород деревьев. Однако физические свойства этих материалов до сих пор остаются слабоизученными.

Что касается электрического транспорта, то только некоторые предварительные исследования были проведены как при низких [8,9], так и при повышенных температурах [2,10]. Анализ имеющихся в литературе данных показывает, что транспортные свойства композитов SiC/Si на основе деревянных прекурсоров могут сильно различаться в зависимости от исходного типа дерева. Например, для композитов SiC/Si на основе эвкалипта [9] и сапели (Sapele) [8] температурные зависимости удельного сопротивления имели металлический характер, в то время как для композитов SiC/Si на основе бамбука зависимость $\rho(T)$ была полупроводникового типа в широкой области температур 25–1000 К [2].

Для высокопористой био-SiC-керамики, полученной после удаления кремния из композита SiC/Si, поведение электросопротивления было изучено только для случая прекурсора из эвкалипта [9]. Было показано, что в температурной области $5 < T < 300 \text{ K}$ зависимость $\rho(T)$ имеет полупроводниковый характер и величина удельного электросопротивления $\rho = 0.75 \Omega \cdot \text{cm}$ при комнатной температуре находится в хорошем согласии с литературными данными для кубического карбида кремния. Отмечено наличие выраженной анизотропии для сопротивления, измеренного вдоль и поперек направления роста дерева. Проведенные оценки энергий активации показали сравнимые величины для обоих направлений пропускания тока. Однако в литературе отсутствуют сведения о детальных исследованиях переноса заряда в высокопористом биоморфном SiC с учетом влияния на него параметров структуры керамики, полученной на основе различных деревянных прекурсоров.

В настоящей работе проведено исследование зависимостей удельного сопротивления и коэффициента Холла R от температуры и магнитного поля биоморфного карбида кремния и композита SiC/Si на основе дерева бука в интервале температур 1.8–300 К и в магнитных полях до 28 кОе. Анализ полученных зависимостей проводился с использованием теории квантовых поправок к проводимости, учитывающих разупорядоченный характер и неоднородную структуру исследуемых образцов био-SiC. Для контроля было проведено исследование микроструктуры этих образцов методом электронной микроскопии.

2. Экспериментальная методика и характеристика образцов

Исследовались образцы биоморфного композита SiC/Si с концентрацией кремния Si, равной приблизительно 20 vol.%, а также образцы биоморфной керамики SiC, составляющей основу-матрицу данного композита. Образцы композита SiC/Si были получены путем инфильтрации кремния в углеродную матрицу, которая образовывалась после предварительного пиролиза деревянного прекурсора из испанского бука. Технология получения подобных материалов аналогична описанной, например, в [11].

Подробные электронно-микроскопические исследования структуры углеродной матрицы испанского бука показали, что в ней существует два типа пор: малые и большие со средними диаметрами ~ 5 и $\sim 30 \mu\text{m}$ соответственно, при этом малые поры занимают ~ 7 vol.%, а большие ~ 40 vol.% образца [12]. Следует отметить, что структура углеродной матрицы бука отличается от таковой для других типов дерева, используемых для приготовления биоморфного SiC (например, эвкалипта и сапели), повышенным вкладом больших пор в их общий объем. В углеродной матрице на основе бука большие поры составляют $\sim 85\%$ от всех пор, тогда как, например, в случае эвкалипта $\sim 33\%$ и сапели $\sim 17\%$ [12], при этом средний диаметр больших пор в буке примерно в 2 раза меньше, чем в эвкалипте, и более чем в 3 раза меньше, чем в сапели. Углеродная биоматрица является аморфной, однако проведенный в [13] рентгеноструктурный анализ такого биоуглерода обнаружил присутствие в нем графитоподобных кристаллитов с характерными размерами в диапазоне 10–25 Å. При переходе от биоуглерода к био-SiC пористая структура углеродной матрицы, полученной пиролизом бука, в основном сохраняется [12]. Био-SiC, образовавшийся в результате инфильтрации кремния, имеет сложную структуру [7]. Основной объем материала состоит из зерен микронных размеров: кроме того, имеются колонии нанозерен со средним размером зерна 40–70 nm, которые располагаются по соседству с прослойками оставшегося непрореагировавшего углерода. В зависимости от пористой структуры исходного

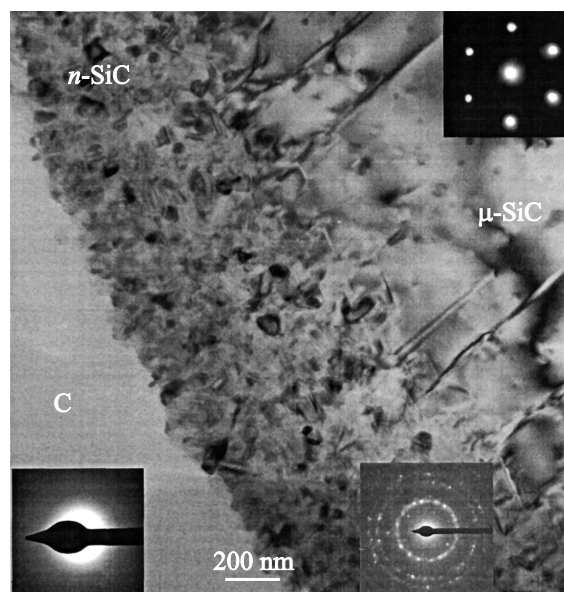


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение биоморфной керамики SiC/Si, демонстрирующее присутствие микро- и нанокристаллического SiC, а также остаточного аморфного биоуглерода. На вставках показаны соответствующие каждой фазе электронные дифракционные картины.

дерева вклад нанозерен SiC может сильно различаться. Технологические условия, в которых ведется инфильтрация кремния, также могут приводить к различному содержанию остаточного углерода и к различной доле, приходящейся на колонии нанозерен SiC. Поэтому для контроля структуры в настоящей работе было проведено исследование образцов методом электронной микроскопии на микроскопе HITACHI H800.

На рис. 1 представлена электронно-микроскопическая фотография, демонстрирующая типичную микроструктуру исследованных образцов био-SiC. Ясно видно наличие обоих типов SiC с микро- и наноразмерным зерном, а также присутствие некоторого количества остаточного углерода. Для каждой из этих трех характерных областей приведены электронные дифракционные картины. Проведенные оценки размеров зерен l дают значения $l \approx 10\text{--}70$ nm для нано-SiC и $l \approx 1\text{--}10 \mu\text{m}$ для микро-SiC. Электронная дифракционная картина, полученная в области остаточного углерода, свидетельствует о его аморфном характере.

Зависимости постоянной Холла R и удельного сопротивления ρ от напряженности магнитного поля H измерялись с помощью стандартных четырехзондовых методик. Образцы имели размер $3 \times 3 \times 20$ mm, при этом длинные стороны были ориентированы вдоль направления роста исходного дерева (вдоль канальных пор). При измерении электросопротивления и гальваномагнитных характеристик электрический ток пропусклся вдоль длинной стороны образца, т.е. параллельно канальным порам исходного прекурсора дерева.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Биоморфный композит SiC/Si. На рис. 2 приведена температурная зависимость удельного сопротивления $\rho(T)$ образца биоморфного композита SiC/Si. Видно, что оно падает с понижением температуры, т.е. носит металлический характер. Как было показано в [9] для подобных композитных материалов (на основе исходного дерева эвкалипта), проводимость осуществляется главным образом кремнием, находящимся в канальных порах. Для нашего исходного прекурсора дерева бука, как показано далее, удельное сопротивление композита SiC/Si также оказалось почти на три порядка ниже такового для био-SiC, полученного после извлечения остаточного кремния. Так, аналогично [9] мы пересчитали кривую 1 на рис. 2 на 20 vol.%, приходящихся на Si в нашем образце, и получили кривую 2, представленную также на рис. 2.

Несмотря на то что сопротивление в композите SiC/Si определяется главным образом кремнием, влияние проводимости био-SiC, являющегося матрицей этого композита, проявляется при исследовании зависимости коэффициента Холла от магнитного поля, которая имеет сложный характер (рис. 3). В слабых полях зависимость $U_R(H)$ линейна по магнитному полю (показано прямой линией), т.е. коэффициент Холла $R \sim U_R(H)/H$ постоянен, а начиная с полей ~ 4 кОе происходит отклонение от линейности, и с ростом магнитного поля U_R стремится к смене знака. Такой характер может быть связан с наличием двух групп носителей с разными знаками, которое обусловлено существованием двух каналов проводимости — по кремнию (в каналах биоморфной матрицы SiC) и по самой матрице.

В этом случае результирующий коэффициент Холла можно описать следующим выражением:

$$R = \frac{A}{e} \frac{n_h \mu_h^2 - n_e \mu_e^2}{(n_h \mu_h + n_e \mu_e)^2}, \quad (1)$$

где n_e, μ_e и n_h, μ_h — концентрации и подвижности электронов и дырок соответственно. Если магнитное поле сильнее влияет на подвижность одной из групп носителей, зависимость $R(H)$ становится немонотонной вплоть до смены знака R . Знак носителей при $H = 0$ определялся по знаку термоэдс и соответствовал дырочной проводимости (p -тип) для SiC/Si и электронной проводимости (n -тип) для био-SiC. Дырочная проводимость соответствует проводимости по кремнию, электронная — по биоморфному SiC. Концентрацию дырок n_h можно определить из линейного участка $U_R(H)$ (показанного на рис. 3 прямой линией), где $R = \text{const}$: $n_h = 1/eR = 9 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, а с учетом пористости она составляет приблизительно $4.6 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Проведенная по формуле $\mu = R/\rho$ оценка подвижности дает значение $\mu_h = 1.3 \cdot 10^3 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. Полученная относительно высокая величина подвижности свидетельствует о том, что в Si работают классические механизмы рассеяния и электрический транспорт осуществляется в хорошей

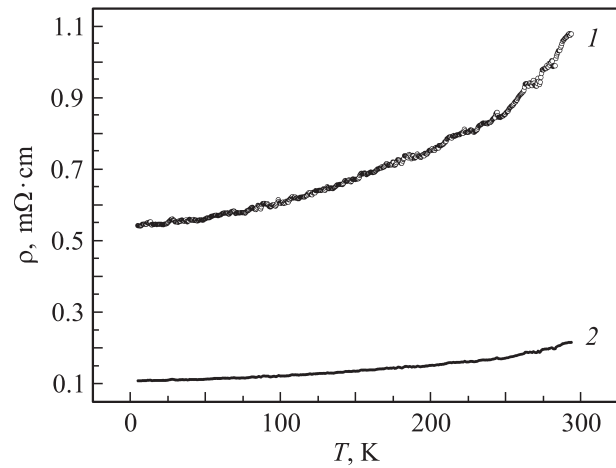


Рис. 2. Температурные зависимости удельного сопротивления. 1 — измерения для композита SiC/Si с концентрацией Si приблизительно 20 vol.%; 2 — кривая, пересчитанная для составляющей Si, входящего в состав данного композита.

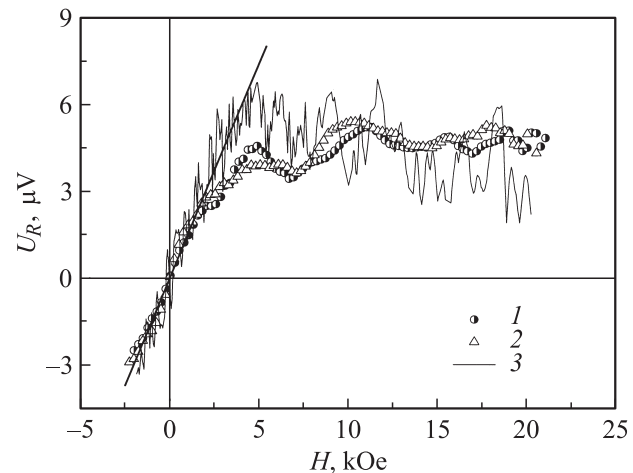


Рис. 3. Зависимость холловского напряжения U_R от магнитного поля H для SiC/Si при разных температурах. T , К: 1 — 1.8, 2 — 4.2, 3 — 77.

кристаллической структуре. Этот вывод хорошо согласуется со структурными данными. В [14] было показано, что кремний, находящийся в канальных порах био-SiC, представляет собой монокристаллическую фазу с разной ориентацией в различных порах. Полученные низкие значения удельного сопротивления для Si в композите SiC/Si (кривая 2 на рис. 2) хорошо согласуются со справочными данными для кристаллического кремния [15] с концентрацией носителей порядка 10^{20} cm^{-3} .

3.2. Биоморфный SiC. На рис. 4 показаны температурные зависимости удельного сопротивления образца биоморфного SiC без учета (кривая 1) и с учетом пористости (кривая 2). Значение пористости было взято равным средней величине пористости биоуглеродной матрицы бука (47 vol.% [12]), которое в первом приближении сохраняется и для био-SiC, полученного на

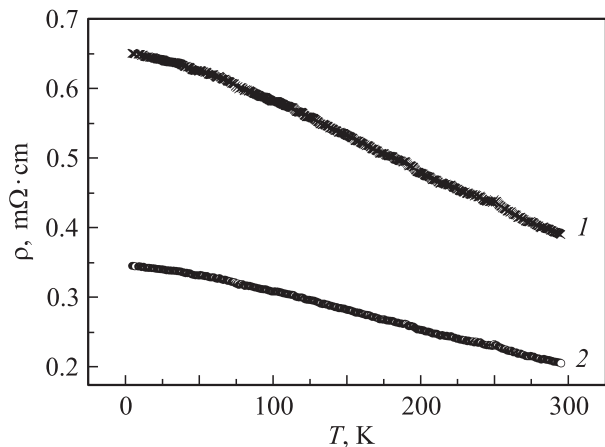


Рис. 4. Температурные зависимости удельного сопротивления образца биоморфного SiC. 1, 2 — без учета и с учетом пористости образца соответственно.

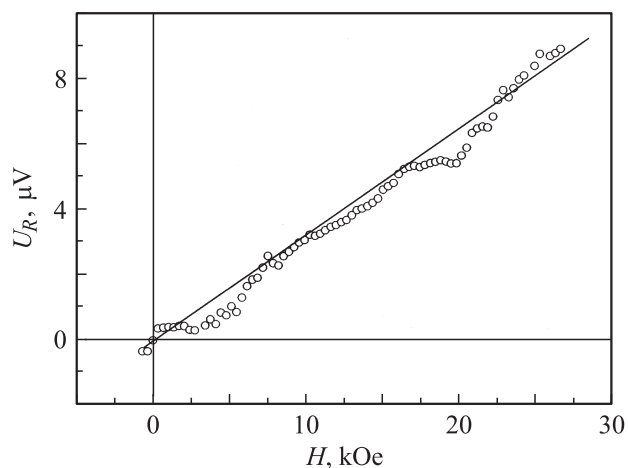


Рис. 5. Зависимость холловского напряжения от магнитного поля для био-SiC при $T = 4.2$ К. Значение коэффициента Холла $R = U_R(H)/H \approx 0.52 \text{ cm}^3 \cdot \text{C}^{-1}$.

основе этой матрицы. Учет пористости производился аналогично [9]. Величина удельного сопротивления био-SiC, образовавшегося после извлечения оставшегося кремния, оказалась больше удельного сопротивления композита SiC/Si. При комнатной температуре величина удельного сопротивления био-SiC на основе бука составляет $\sim 0.2 \Omega \cdot \text{cm}$, что по порядку величины совпадает со значением $0.75 \Omega \cdot \text{cm}$, полученным для био-SiC на основе эвкалипта [9].

На рис. 5 показана зависимость холловского напряжения от магнитного поля при $T = 4.2$ К для биоморфного SiC. Видно, что зависимость $U_R(H)$ линейна и коэффициент Холла $R \sim U_R/H$ в измеренном диапазоне H не зависит от магнитного поля. Рассчитанная из этой зависимости минимальная величина концентрации носителей $n = 1/eR$ порядка 10^{19} cm^{-3} . С учетом пористости эта величина составляет $\sim 4-5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Таким образом, концентрация носителей тока в биоморфном

SiC близка к концентрации носителей, определенной из слабополюного участка зависимости $U_R(H)$ на рис. 3 для SiC/Si, которая связывалась с концентрацией дырок в кристаллическом кремнии. Как уже упоминалось выше, из данных по термоэдс следует, что носителями заряда в био-SiC являются электроны.

Наблюдаемая в образце SiC/Si высокая концентрация носителей тока ведет к вырождению электронного газа, и ее величина не должна зависеть от температуры. Температурный ход проводимости $\sigma = en\mu$ в этом случае определяется поведением подвижности μ , которая для основного механизма рассеяния — рассеяния на акустических фоновых — с понижением температуры возрастает. Именно такой характер изменения подвижности определял зависимость $\rho(T)$ в образце SiC/Si (рис. 2). Однако в образцах био-SiC после удаления Si наличие неоднородностей структуры с масштабом порядка нанометров, по-видимому, сильно ограничивает длину свободного пробега и обуславливает диффузионный характер движения носителей тока, что в свою очередь делает возможной интерференцию волновых функций электронов. Это ведет к аномальным зависимостям удельного сопротивления ρ от температуры и магнитного поля. Такие аномалии описываются теорией квантовых поправок к проводимости (ТКП), которая хорошо разработана для металлического вырожденного состояния электронного газа при выполнении условия $k_f l_0 > 1$ (k_f — фермиевский импульс, l_0 — длина свободного пробега электрона) [16]. Однако для многих разупорядоченных материалов, в том числе для аморфизированного углерода с высокой концентрацией носителей заряда, величина $k_f l_0 \sim 1$. Для подобных материалов, например для разупорядоченных модификаций углерода, ТКП может по крайней мере качественно объяснить поведение проводимости при низких температурах [17–19].

Попробуем применить ТКП для описания проводимости био-SiC. Как известно, тип квантовых поправок к проводимости определяется механизмами срыва фазы волновой функции электрона. Для разупорядоченных материалов наиболее значимыми являются поправки вследствие слабой локализации носителей тока ($\Delta\sigma_{\text{loc}}$) и межэлектронной интерференции в диффузионном канале ($\Delta\sigma_{\text{e-e}}$). Полную зависимость проводимости от температуры в этом случае можно записать в виде

$$\sigma(T) = \sigma(0) + \Delta\sigma_{\text{e-e}} + \Delta\sigma_{\text{loc}}, \quad (2)$$

здесь $\sigma(0)$ — проводимость при $T \rightarrow 0$.

Поведение и величина поправок зависят от размерности проводящей среды, механизмов срыва фазы и могут дать информацию о структуре проводящего материала. Так, для двумерных структур характерна квантовая поправка вида

$$\Delta\sigma_{\text{loc}} \sim \ln T. \quad (3)$$

В трехмерном случае

$$\Delta\sigma \sim 2\pi e^2/hL, \quad (4)$$

где $L = L_\varphi$ — характерный размер, с которым сравнивается размерность образца при расчете $\Delta\sigma_{\text{loc}}$. L_φ представляет собой длину, на которой не происходит потери фазы волновой функции электрона при его диффузионном движении. В разупорядоченных проводниках с постоянной длиной свободного пробега носителей тока температурная зависимость L_φ определяет температурный ход $\sigma(T)$. Величина L_φ зависит от неупругих механизмов рассеяния электронов, приводящих к сбою фазы.

Для $\Delta\sigma_{e-e}$ $L = L_{e-e}$ имеет смысл длины расфазировки волновых функций при межэлектронной интерференции.

В обоих случаях наиболее характерные механизмы рассеяния приводят к степенным зависимостям $L(T)$ и соответственно $\Delta\sigma(T)$:

$$\sigma(T) \sim T^k. \quad (5)$$

Для отдельной оценки вклада локализационных поправок и поправок, возникающих вследствие межэлектронного взаимодействия, проводят измерения магнитосопротивления (МС). Для $\Delta\sigma_{\text{loc}}(H)$ характерен рост проводимости в магнитном поле (или отрицательное МС), а при электрон-электронном рассеянии в диффузионном канале — положительное МС.

Полученная в эксперименте температурная зависимость $\rho(T)$ для био-SiC (рис. 4) была пересчитана на зависимость проводимости $\sigma = 1/\rho$. Оказалось, что она лучше всего описывается полиномом

$$\sigma(T) = \sigma(0) + AT + BT^2, \quad (6)$$

где

$$\sigma(0) = 1.393 \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}, A = 1.06 \cdot 10^{-3} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}, B = 7.424 \cdot 10^{-6} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}.$$

На рис. 6 представлена относительная проводимость $\Delta\sigma(T)/\sigma(0) = (\sigma(T) - \sigma(0))/\sigma(0)$ для образца био-SiC. Следует отметить, что абсолютное значение $\sigma(0)$ может определяться различными по физической природе факторами, а также неизвестными нам геометрическими размерами наиболее проводящих областей. Как видно из электронно-микроскопического изображения (рис. 1), этот материал имеет сложную структуру, где наряду с достаточно крупными кристаллитами SiC (порядка нескольких микрометров) имеются прослойки нанокристаллического SiC, а также остаточного углерода, который, согласно [13], содержит в своей структуре графитоподобные нанокристаллиты. Видно, что проводимость растет с температурой, что типично для материалов, описываемых ТКП.

Достаточно высокая (при низких температурах) проводимость образца, сформированного из широкозонного SiC, может быть вызвана образованием примесной

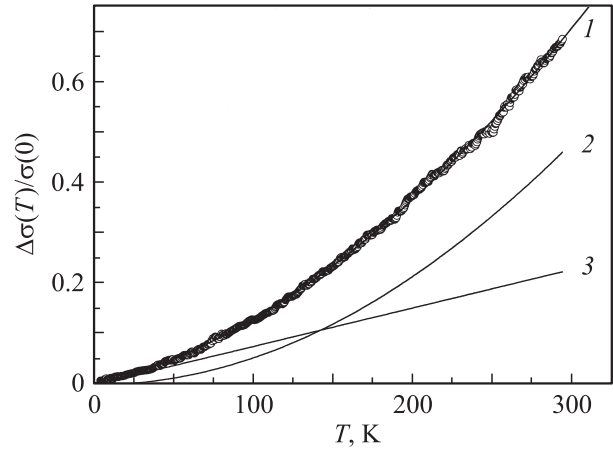


Рис. 6. Температурная зависимость относительной проводимости $\Delta\sigma(T)/\sigma(0) = (\sigma(T) - \sigma(0))/\sigma(0)$ для образца био-SiC. 1 — эксперимент, 2, 3 — вклады в $\Delta\sigma$ линейного и квадратичного членов выражения (6) соответственно.

зоны в SiC из-за его сильного легирования атомами, адсорбированными на большой поверхности исходной пористой биоуглеродной матрицы. Остаточные углеродные включения в зависимости от соотношения величин удельного сопротивления SiC и углерода могут либо шунтировать межзеренные границы, либо служить резистивными прослойками между хорошо проводящими зернами SiC. Если оценить интегральную величину подвижности $\mu = \sigma(0)R$ ($T = 4.2 \text{ K}$), то полученная величина $\mu \sim 0.8 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ близка к величине подвижности нанопористого углерода ($\mu \sim 1 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$) [20].

На рис. 6 кроме экспериментальной кривой 1 также приведены отдельно линейный (кривая 2) и квадратичный (кривая 3) члены полинома (6). Видно, что их вклады в общую проводимость сопоставимы. Линейный характер $\sigma(T)$ наблюдался, например, в случае углеродных многослойных нанотрубок и связывался с электрон-фононным взаимодействием [18]. Более высокие степени k в зависимости вида $\sigma \sim T^k$ были обнаружены в гранулированных нанокompозитах с оксидными прослойками между гранулами; в этом случае проводимость связывалась с механизмами туннелирования носителей тока через эти прослойки [19,21].

В нашем случае биоморфного SiC наличие колоний нанозерен SiC и наноструктурных прослоек углерода также может приводить к дополнительным аномальным вкладам в $\sigma(T)$. Для более однозначных выводов необходимы исследования на образцах био-SiC с разной структурой зерен SiC и без включений углерода.

На рис. 7 показаны зависимости магнитопроводимости $\Delta\sigma(H)/\sigma(0) = (\sigma(H) - \sigma(0))/\sigma(0)$ для разных температур. Видно, что при $T = 77 \text{ K}$ магнитопроводимость положительна (МС отрицательно), а при более низких температурах МС становится положительным и существенно большим по величине. Аналогичный

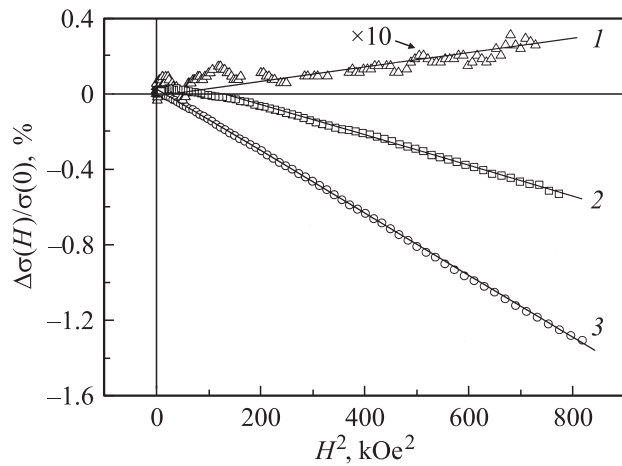


Рис. 7. Магнитопроводимость биоморфного SiC при разных температурах. T , К: 1 — 77, 2 — 4.2, 3 — 1.8.

характер MC имело в фуллереновых композитах с графитоподобным разупорядоченным углеродом в качестве связующего вещества [17]. Характер изменения проводимости в магнитном поле при $T = 77$ К (отрицательное MC) указывает на то, что при этих температурах наиболее существенной является поправка локализационного типа, связанная с разрушением локализации магнитным полем, а при низких температурах растет поправка за счет электрон-электронного взаимодействия в диффузионном канале. Такая поправка возникает вследствие интерференции расщепленных за счет эффекта Зеемана состояний электронов проводимости, что и приводит к положительному MC. В слабых полях ($g\mu_B H/k_B T \ll 1$) $\Delta\sigma(H)/\sigma(0) \sim H^2$; в более сильных полях ($g\mu_B H/k_B T \gg 1$) $\Delta\sigma(H)/\sigma(0) \sim H^{1/2}$ [22,23]. В нашем случае, по-видимому, даже при $T = 1.8$ К выполняется только условие слабого магнитного поля.

Таким образом, в результате проведенных исследований явлений переноса заряда в биоморфном SiC и композите SiC/Si, полученных на основе испанского бука в качестве прекурсора, можно сделать следующие выводы.

1) Показано, что в композите SiC/Si на основе бука проводимость имеет металлический характер и осуществляется главным образом кремнием, находящимся в канальных порах биоматрицы SiC. Носители заряда в таком кремнии относятся к p -типу и имеют концентрацию порядка 10^{19} cm^{-3} . Эти величины находятся в хорошем согласии со значениями, найденными для биоморфного SiC/Si, полученного на основе эвкалипта [9]. Определена величина подвижности дырок в композите SiC/Si: $\mu_h = 1.3 \cdot 10^3 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ при 4.2 К.

2) В интервале температур 5–300 К впервые измерено удельное сопротивление био-SiC, изготовленного на основе дерева бука. Полученные значения $\rho \approx 0.2 \Omega \cdot \text{cm}$ при комнатной температуре для био-SiC совпадают по порядку величины с таковыми для био-SiC на основе эвкалипта [9].

3) Впервые определены параметры переноса заряда в биоморфном SiC: носители заряда n -типа с концентрацией $\sim 4\text{--}5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ и подвижностью $\sim 1 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. Анализ полученных данных показал, что в отличие от композита SiC/Si в био-SiC электрический транспорт осуществляется подобно транспорту в сильно разупорядоченных вырожденных полупроводниках. Низкое значение подвижности носителей заряда в био-SiC, по-видимому, связано с тем, что сопротивление определяется переносом заряда через колонии нанозерен SiC и прослойки остаточного углерода. Качественно зависимости сопротивления от температуры и магнитного поля хорошо описываются ТКП.

Список литературы

- [1] J.B. Watchman. Mechanical properties of ceramics. Wiley and Sons, N.Y. (1996). 365 p.
- [2] D. Mallick, Om. Chakrabarti, D. Bhattacharya, M. Mukherjee, H. Maiti, R. Majumdar. J. Appl. Phys. **101**, 0033 707-1 (2007).
- [3] H. Robbins, B. Schwartz. J. Electrochem. Soc. **106**, 505 (1959).
- [4] P. Greil, T. Lifka, A. Kaindl. J. Eur. Cer. Soc. **18**, 1961 (1998).
- [5] M. Singh, D.R. Rehrndt. J. Mater. Res. **9**, 1701 (1994).
- [6] M. Singh, D.R. Rehrndt. Mater. Sci. Eng. A **194**, 193 (1995).
- [7] C. Zollfrank, H. Sieber. J. Eur. Cer. Soc. **24**, 495 (2004).
- [8] T.S. Orlova, B.I. Smirnov, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, R. Sepulveda. ФТТ **47**, 220 (2005).
- [9] 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).
- [10] А.И. Шельх, 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).
- [11] A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, P. Ganzalez, C. Dominguez, V. Fernandez-Quero, M. Singh. Int. J. Appl. Ceram. Technol. **1**, 1 (2004).
- [12] F.M. Varela-Feria. Ph.D. Thesis. Universidad de Sevilla (2004).
- [13] 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).
- [14] J. Ramirez-Rico, J. Matrinéz-Fernández, A.R. de Arellano-López, F.M. Varela-Feria. J. Mater. Sci. DOI 10.1007/s10853-007-2207-4.
- [15] Физико-химические свойства полупроводниковых веществ. Справочник / Под ред. А.В. Новоселовой, В.Б. Лазарева. Наука, М. (1978). 339 с.
- [16] В.Ф. Гантмахер. Электроны в неупорядоченных средах. Физматгиздат, М. (2003). 174 с.
- [17] В.И. Березкин, В.В. Попов. ФТТ **49**, 1719 (2007).
- [18] А.С. Котосонов. ДАН СССР. Физ химия **262**, 133 (1982).
- [19] А.С. Котосонов. ФТТ **31**, 8, 146 (1989).
- [20] В.В. Попов, С.К. Гордеев, А.В. Гречинская, А.М. Данишевский. ФТТ **44**, 758 (2002).
- [21] S.V. Cherepanova, S.V. Tsybulya. J. Mol. Catalysis A: Chemical. **158**, 263 (2000).
- [22] A. Kawabata. J. Phys. Soc. Jpn. **50**, 2461 (1981).
- [23] T.F. Rosenbaum, K. Anders, G.A. Thomas, P.A. Lee. Phys. Rev. Lett. **46**, 518 (1981).