

СТРУКТУРА,
 ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.26'71'784:548.73:537.311.3

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА
 НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ V_2AlC

© 2020 г. В. А. Горшков^{а, *}, А. В. Карпов^а, Д. Ю. Ковалев^а, А. Е. Сычев^а

^аИнститут структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН,
 ул. Академика Осипьяна, 8, Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: gorsh@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 20.02.2020 г.

После доработки 28.04.2020 г.

Принята к публикации 30.04.2020 г.

Впервые методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) получен материал на основе МАХ-фазы V_2AlC с использованием реакционной смеси порошков оксидов ванадия (V) и (IV), с алюминием и углеродом (графитом). Полученный материал охарактеризован методами рентгенофазового и микроструктурного анализов. Количественный анализ выполнен методом Ритвельда. Синтезированный материал на основе МАХ-фазы V_2AlC является электрическим проводником, демонстрирующим металлический характер проводимости во всем измеренном диапазоне температур 300–1300 К в вакууме 2×10^{-3} Па. Высказано предположение, что определяющий вклад в электросопротивление синтезированного материала, вносит фаза V_2AlC , что может быть связано с образованием контактирующих между собой в объеме материала наноламинатных зерен V_2AlC .

Ключевые слова: СВС, горение, давление газа, синтез, МАХ-фаза, V_2AlC , наноламинатная структура, электросопротивление

DOI: 10.31857/S0015323020080033

ВВЕДЕНИЕ

Фазовая диаграмма V–Al–C впервые исследована в работе [1], где было показано существование тройной фазы V_2AlC . Позже была синтезирована высокотемпературная фаза V_4AlC_3 [2, 3]. Оба соединения V_2AlC и V_4AlC_3 принадлежат к группе фаз $M_{n+1}AX_n$ (или МАХ-фаз), где М – переходный металл, А – элемент группы А (в основном группа IIIA и IVA), X – либо С, либо N. Фаза V_4AlC_3 устойчива при температуре выше 1392 К и на изотермическом сечении при 1773 К [4]. На рис. 1 показаны области существования двух фаз V_2AlC и V_4AlC_3 и небольшого диапазона твердых растворов при 1773 К. При этой температуре видна некоторая растворимость С в ОЦК. Растворимость углерода постепенно уменьшается с увеличением содержания Al. В результате формирования слоистой структуры эти соединения проявляют интересные свойства: они эластично жестки, легко обрабатываются, термостойки. Эти материалы также являются электропроводящими. Компактный материал на основе V_2AlC был синтезирован методами горячего изостатического прессования (HIP) [5], магнетронного распыления [6] и горячего прессования [7]. В работе [8] материал на основе V_2AlC был получен методом СВС из смеси элементарных порошков V, Al и С. Адиабатическая

температура системы 2V–Al–C составляет 2767 К. Синтезированный продукт в режиме теплового взрыва состоит из V_2AlC и небольшого количества VC_x и AlV_3 , при этом зерна V_2AlC имеют форму ламелей длиной 10 мкм. В работе предложен механизм реакции синтеза V_2AlC , который пред-

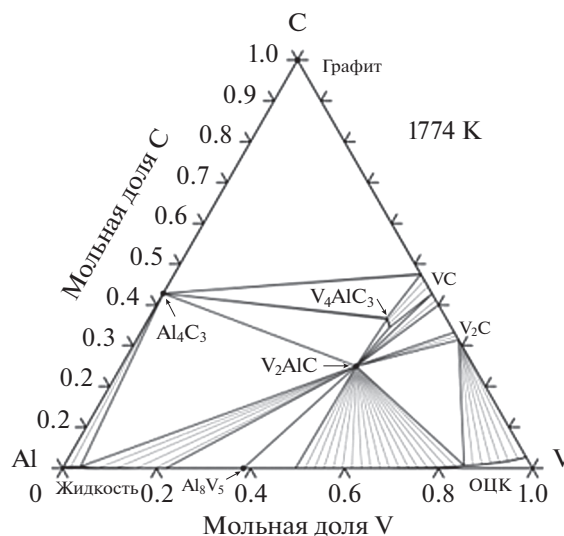


Рис. 1. Расчетное изотермическое сечение системы Al–V–C при 1773 К [4].

полагает, что V_2AlC может быть образован из жидкого раствора $V-Al$ и твердого VC .

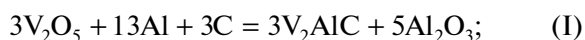
Эти соединения имеют высокие температуры плавления более 1973 К, но низкую стойкость к окислению из-за образования расплавов оксидов уже при 973 К в воздухе. Известно [9], что титан, хорошо растворяющийся в ванадии, может находиться как в твердом растворе $V-Al$ в заметных количествах, так и в форме тройного интерметаллида V_2TiAl [10], дифракционные максимумы которого совпадают с линиями твердого раствора $V(Al)$.

Среди хорошо изученных МАХ-фаз Ti_2AlC , V_2AlC , Cr_2AlC и Nb_2AlC , V_2AlC имеет самый большой коэффициент остаточного сопротивления – RRR [$RRR = \rho(300\text{ K})/\rho(5\text{ K})$ равный 6.5 [11]. Электросопротивление тройного соединения V_2AlC , полученное в [12], составляет $\rho = 0.8$ мкОм при комнатной температуре, что более чем в два раза выше, чем в работе [11]. Такое отличие объясняется способом получения материала, а также наличием примесей, размером зерен и структурной однородностью [12].

В данной работе впервые методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием смеси порошков оксидов ванадия(V) и (IV), алюминия и углерода получен материал на основе МАХ-фазы V_2AlC , исследован его фазовый состав, микроструктура и электропроводность в интервале температур от 300 до 1300 К. Ранее этим способом были успешно синтезированы материалы на основе МАХ фазы Cr_2AlC [13, 14] и Nb_2AlC [15].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для получения образцов использовали смеси порошков оксида ванадия(V) и оксида ванадия(IV) марки “Ч”, алюминия марки АСД–1 и углерод (графит). Расчет соотношений компонентов исходных смесей производили, используя следующие химические реакции:



Содержание каждого компонента (a_i) рассчитывали по формуле: $a_i = m_i/M$, где m_i – молекулярный вес компонента, M – молекулярный вес всех компонентов смеси.

Перед проведением экспериментов все реагенты просушивали в сушильном шкафу (СНОЛ) в течение 3 ч при температуре 330 К. Исходные смеси массой 30 г готовили вручную в фарфоровой ступке. При изучении закономерностей синтеза и процессов формирования состава и микро-

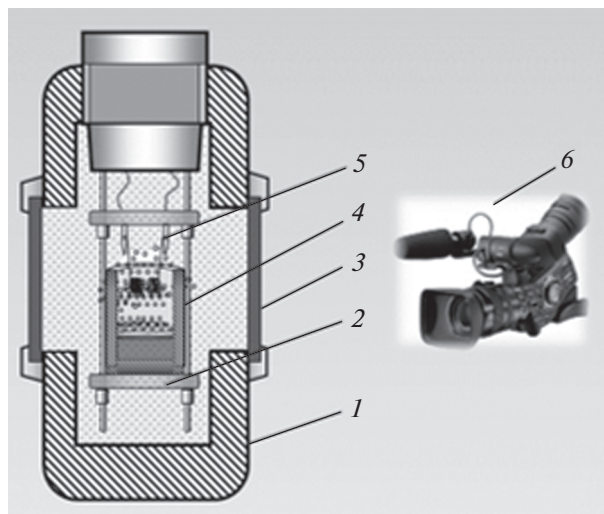


Рис. 2. Схема СВС-реактора: 1 – корпус, 2 – основание, 3 – окна для наблюдений, 4 – кварцевый тигель с образцом, 5 – иницилирующая спираль, 6 – видеокамера.

структуры продуктов синтеза реакционные смеси сжигали в кварцевых или графитовых тиглях диаметром 25–30 мм, высотой 55–60 мм. В экспериментах тигель с реакционной шихтой насыпной плотности помещали в СВС-реактор, объемом $V = 3$ л (рис. 2).

Для проведения экспериментов реактор герметизировали, создавали избыточное давление ($P_n = 5$ МПа) инертного газа (Ar) и воспламеняли исходную смесь с помощью металлической спирали ($Mo, NiCr$) путем подачи на нее напряжения $U = 30$ В. Процесс горения изучали визуально, а также с помощью видеокамеры. Среднюю линейную скорость рассчитывали по формуле $H_{см}/t_r$, где $H_{см}$ – высота смеси, t_r – время сгорания всего образца. Выход целевого продукта в слиток (η^1) относительно массы смеси рассчитывали по формуле $\eta^1 = M_{сл}/M_{см} \times 100\%$, выход целевого продукта в слиток (η^2) относительно расчетного значения $\eta^2 = M_{сл}/M_{сл}^{расч} \times 100\%$, потерю массы (диспергирование) при горении $\eta^3 = (M_n - M_k)/M_n \times 100\%$, где $M_{сл}$ – масса целевого продукта, $M_{см}$ – масса исходной смеси, $M_{сл}^{расч}$ – масса слитка, рассчитанная из состава смеси, M_n – начальная масса, M_k – конечная масса. Адиабатическую температуру горения рассчитывали с использованием программы термодинамического расчета “THERMO” [16]. Фазовый состав продуктов синтеза исследован методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-3М на излучении Cu с монохроматором на вторичном пучке. Съемка велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 10^\circ - 100^\circ$ с шагом съемки 0.02° и экспо-

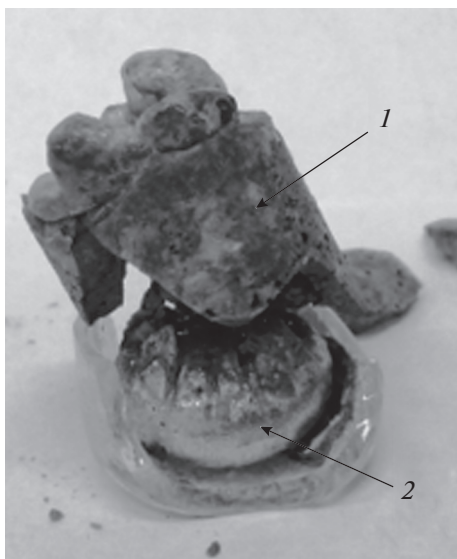


Рис. 3. Вид конечных продуктов синтеза из смесей, соотношение реагентов которых рассчитывали по формуле (III): 1 – оксидный (Al_2O_3) и 2 – металлоподобный (V-Al-C)-слой.

зицией 2 с. Количественный анализ выполнен методом Ритвельда в программном комплексе [17], используя известные структурные данные фаз. В качестве исходной модели для уточнения брали структурные данные соединений, приведенные в Crystallography Open Database и Materials Project [18, 19]. Исследование микроструктуры поверхности излома образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO 1450

VP, CarlZeiss и системы энергодисперсионного микроанализа INCA Energy SEM 300, Oxford Instrument.

Для проведения электрофизических измерений из образцов, синтезированных в графитовых тиглях (п. 4, табл. 1), вырезали образцы прямоугольного сечения размером $1.5 \times 1.5 \times 15.0 \text{ мм}^3$. Для снятия остаточных напряжений перед проведением измерений исследуемые образцы подвергали термообработке в вакууме в течение 30 мин при температуре 1300 К. Измерения удельного электросопротивления проводили в диапазоне температур 300–1300 К в вакууме $2 \times 10^{-3} \text{ Па}$ по стан-

дартной 4-точечной методике [20] при постоянном токе. Скорость изменения температуры при цикле нагрев/охлаждение составляла 10 К/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе горения исходных смесей со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (I), было обнаружено, что смеси горят в нестационарном режиме с искривленным фронтом и сильным диспергированием (выбросом) конечных продуктов из реакционного тигля. При горении исходных смесей со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (II), было обнаружено, что после воспламенения смеси происходила остановка фронта горения. При горении исходных смесей со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (III), было обнаружено, что смеси горят в стационарном режиме с практически плоским фронтом распространения волны горения.

В процессе горения продукты синтеза находятся в жидкофазном состоянии и из-за различного удельного веса, под действием гравитации разделяются на два слоя: нижний – металлоподобный (V_2AlC), верхний – оксидный (Al_2O_3). Эти слои не имеют прочного сцепления и легко отделяются друг от друга при механическом воздействии (ударе). Внешний вид конечных продуктов синтеза представлен на рис. 3. Плотность материала, образующего нижний металлоподобный слой, составляет 4.85 г/см^3 . Составы исходных реакционных смесей, и параметры синтеза и составы конечных продуктов приведены в табл. 1.

Проведенные эксперименты показали, что:

– смесь, состав которой рассчитывали по формуле (I), является самой экзотермической. Для этой системы расчетная адиабатическая T_r составляет 2890 К. Горение протекает с высокой скоростью и большим выбросом (диспергированием) конечных продуктов из тигля. Из-за больших потерь массы конечных продуктов ($\eta^3 = 7.8\%$) выход целевого продукта сравнительно невысокий (табл. 1, п. 1);

Таблица 1. Составы реакционных смесей, параметры синтеза и составы конечных продуктов

№	Шихта	Материал тигля	U_r , см/с	η^1 , вес. %	η^2 , вес. %	η^3 , вес. %	Фазовый состав
1	$3\text{V}_2\text{O}_5/13\text{Al}/3\text{C}$	Кварц	4.5	30.2	83.2	7.8	V_2AlC , VC_x , VAl , VAl_3 , V_2C , V_5Si_3
2	$6\text{VO}_2/11\text{Al}/3\text{C}$	Кварц	–	0	0	0	–
3	$4\text{V}_2\text{O}_5/2\text{VO}_2/21\text{Al}/5\text{C}$	Кварц/графит	1.2	39.1	88.3	5.3	V_2AlC , VC_x , V_2C , VAl , VAl_3 , V_5Si_3
4	$4\text{V}_2\text{O}_5/2\text{VO}_2/21\text{Al}/5\text{C}$	Графит	–	38.5	87.5	5.1	V_2AlC , VC_x , V_2C , VAl , VAl_3

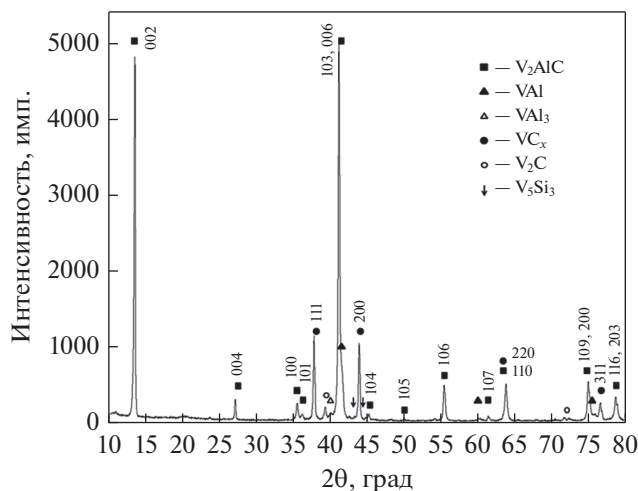


Рис. 4. Дифрактограмма образца, синтезированного в кварцевом тигле с графитовым дном из смеси, состав которой рассчитан по формуле (III).

– смесь, состав которой рассчитывали по формуле (II), является менее экзотермической по сравнению с предыдущей (I). Расчетная адиабатическая T_r в этом случае составляет 2720 К. Инициировать СВС-реакцию в образце данного состава при помощи электрической спирали не удалось. После воспламенения с помощью поджигающего состава ($3CaO_2/Al$) через 15–20 мм прохождения фронта происходит затухание (табл. 1, п. 2);

– смесь, состав которой рассчитывали по формуле (III), горит в стационарном режиме и с небольшим диспергированием. Расчетная адиабатическая горения T_r данного состава составляет 2800 К (табл. 1, п. 3 и 4).

Рентгенофазовый анализ показал (рис. 4), что в синтезированном материале, наряду с основной фазой V_2AlC , содержатся карбидные и интерметаллидные фазы ванадия (табл. 2).

Содержание МАХ-фазы V_2AlC составило 65%. Основной примесной фазой является VC_x , причем образовавшийся карбид не является стехиометрическим. Дифракционные линии VC_x существенно сдвинуты относительно VC в область больших углов, т.е. он характеризуется меньшим параметром элементарной ячейки, что свидетельствует о заселенности позиций атомов углерода в ячейке менее 1.

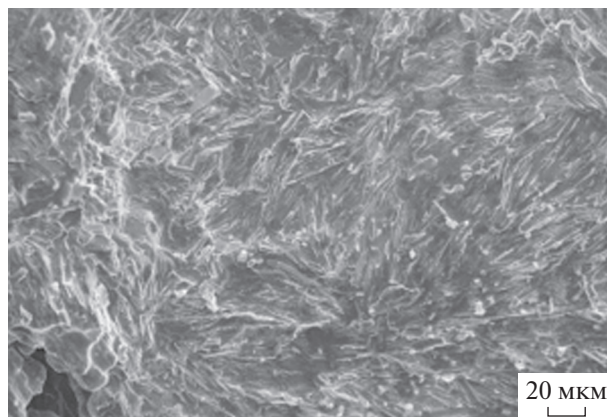


Рис. 5. Микроструктура излома образца, синтезированного в кварцевом тигле с графитовым дном из смеси, состав которой рассчитан по формуле (III).

Также обнаружено незначительное количество интерметаллидных фаз VAl_3 и VAl . На дифрактограмме присутствуют линии V_5Si_3 (рис. 4). Ввиду отсутствия кремний-содержащих фаз в составе исходной смеси, очевидно, что образование V_5Si_3 связано с взаимодействием расплава конечного продукта с кварцем, из которого был изготовлен контейнер. Видно, что основной фазой синтезированного продукта является МАХ-фаза V_2AlC . Дифракционные линии фазы V_2AlC узкие, что указывает на высокую степень совершенства ее структуры, сформировавшейся в условиях кристаллизации из жидкой фазы.

В широком интервале температур существуют две фазы карбидов ванадия, имеющие широкие области гомогенности: кубическая модификация VC_{1-x} , устойчивая от комнатной температуры до точки ее плавления 3070 К с граничным максимальным содержанием углерода $\sim VC_{0,88}$, и фаза V_2C_{1-x} , устойчивая также до температуры ее плавления 2460 К. Все вышеуказанные температуры имеют значения ниже адиабатической температуры горения 2800 К, рассчитанной для исследуемого состава.

Типичные микрофотографии поперечного сечения и поверхности разрушения образца, полученного в кварцевом тигле с графитовым дном из смеси, состав которой рассчитан по формуле (III), представлены на рис. 5 и 6. Структура материала беспористая, “пачки” наноламинатных зерен V_2AlC находятся в плотном контакте между собой.

Таблица 2. Составы реакционных смесей, параметры синтеза и составы конечных продуктов

Фаза	V_2AlC	VC_x	V_2C	VAl	VAl_3	V_5Si_3
Пр. группа	$R\bar{6}_3/mmc$	$Fm\bar{3}m$	$Pbcn$	$Im\bar{3}m$	$I4/mmm$	$R\bar{6}_3/mcm$
мас. %	65	22	6	4	2	1

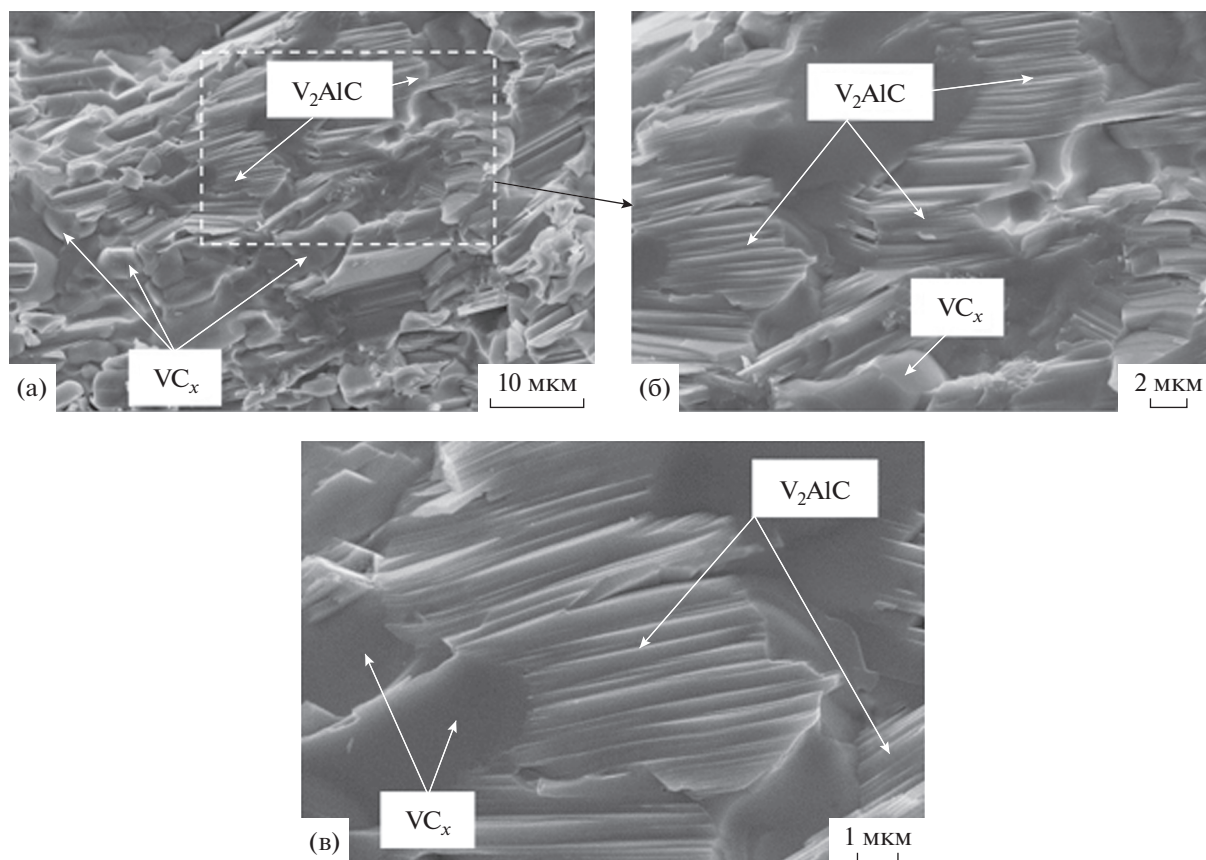


Рис. 6. Характерная морфология излома (а) и увеличенное изображение фрагментов (б, в) материала на основе МАХ фазы V_2AlC .

Видно, что материал имеет слоистую наноламинатную структуру, характерную для МАХ-фаз [7] с размером зерен фазы V_2AlC 8–10 мкм и толщиной 40–70 нм, (рис. 6).

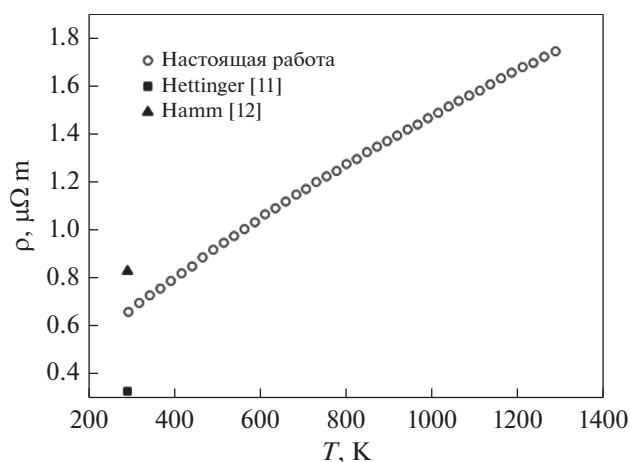


Рис. 7. Температурная зависимость удельного электропроводления ρ синтезированного материала на основе V_2AlC .

В межзеренном пространстве между ламинатными “пачками” МАХ-фазы V_2AlC расположены включения зерен карбида ванадия VC_x округлой формы, размер которых достигает 10 мкм. Структурные составляющие (включения) на основе интерметаллидной фазы VAl_3 и фазы V_5Si_3 находятся в виде мелких включений между зерен МАХ фазы V_2AlC и VC_x . По данным энергодисперсионного анализа, проведенного с поверхности излома образца, многослойные наноламинатные зерна (рис. 6в) имеют следующий состав: V – 72.75 мас. %, Al – 17.65 мас. % и C – 9.6 мас. %.

На рис. 7 представлена температурная зависимость удельного электропроводления ρ полученного продукта. Материал на основе V_2AlC , синтезированный из исходной реакционной смеси $4V_2O_5/2VO_2/21Al/5C$ (табл. 1, п. 3) обладает металлической проводимостью во всем измеренном диапазоне температур 300–1300 К в вакууме 2×10^{-3} Па.

Увеличение температуры приводит к возрастанию тепловых колебаний кристаллической решетки, и сопротивление движению электронов проводимости возрастает. Температурный коэффициент

электросопротивления исследованного материала составляет $\beta = 0.0019 \text{ K}^{-1}$ при комнатной температуре и $\beta = 0.0013 \text{ K}^{-1}$ при 1300 К. Для сравнения на графике зависимости удельного электросопротивления (ρ) образца на основе V_2AlC от температуры (рис. 7) нанесены данные, полученные в работах [11, 12]. Отличие этих результатов объясняется различным способом получения материала, а также наличием примесей, размерами зерен и наличием структурной неоднородности. Так в работе [12] образцы V_2AlC получали с помощью микроволнового синтеза с последующей консолидацией методом плазменно-искрового спекания. Начиная с комнатной температуры, удельное сопротивление синтезированного сплава увеличивается с ростом температуры.

Многофазовый состав синтезированного материала существенно затрудняет анализ факторов, влияющих на проводимость сплава, поскольку она определяется свойствами и концентрацией фазовых составляющих, наличием межфазных границ и природой их контактов. Поскольку в состав синтезированного материала наряду с V_2AlC (65 мас. %) входят вторичные фазы VC_x , VAl , VAl_3 , V_5Si_3 , то естественно предположить присутствие их вклада в удельное сопротивление.

В работе [21] зависимость электросопротивления от состава неупорядоченного карбида ванадия VC_x имеет аналогичный нашему материалу характер поведения и объясняется атомно-вакансионным взаимодействием и изменением концентрации носителей тока в области гомогенности VC_x . При этом значения удельного электросопротивления при комнатной температуре для карбидов ванадия $\text{VC}_{0.66}$, $\text{VC}_{0.79}$, $\text{VC}_{0.83}$ и $\text{VC}_{0.873}$ в закаленном и отожженном состояниях находится в диапазоне 0.39–1.43 мкОм, а при 1300 К лежит в диапазоне 0.65–1.60 мкОм. В свою очередь, фаза VAl_3 имеет удельное электросопротивление при комнатной температуре 1.15–1.20 мкОм [22]. Этот результат указывает на определяющий вклад фазы V_2AlC в электросопротивление синтезированного материала, что может быть связано с образованием в процессе синтеза цепочек из контактирующих наноламинатных зерен V_2AlC , создающих непрерывный каркас в объеме материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе впервые показано, что методом СВС с использованием смеси порошков оксидов ванадия(V) и (IV), алюминия и углерода получен материал на основе МАХ-фазы V_2AlC (65 мас. %), в котором присутствуют также карбидные, интерметаллидные и силицидные фазы ванадия. Наличие этих фаз в конечном продукте синтеза связано, по-видимому, с неравновесностью процесса из-за малого времени “жизни” расплава и быстрым его

остыванием, и кристаллизацией. В результате промежуточные продукты (VC_x , V_2C , VAl , VAl_3) не успевают полностью прореагировать с образованием МАХ-фазы V_2AlC .

Показано, что материал реакционного тигля, в которой производили синтез, также оказывает влияние на состав конечного продукта. Это обусловлено тем, что расплав частично успевает прореагировать с углеродом (графитом) или кварцем, из которых изготовлены тигли.

Материал на основе МАХ-фазы V_2AlC является электрическим проводником, демонстрирующим металлический характер проводимости во всем измеренном диапазоне температур 300–1300 К в вакууме 2×10^{-3} Па. Высказано предположение, что определяющий вклад в электросопротивление синтезированного материала вносит фаза V_2AlC что может быть связано с образованием в процессе синтеза цепочек из контактирующих наноламинатных зерен V_2AlC , создающих непрерывный каркас в объеме материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schuster J.C., Nowotny H., Vaccaro C. The ternary systems: Cr–Al–C, V–Al–C, and Ti–Al–C and the behavior of H-phases (M_2AlC) // J. Solid State Chem. 1980. V. 32. P. 213–219.
2. Etzkorn J., Ade M., Hillebrecht H. V_2AlC , $\text{V}_4\text{AlC}_{3-x}$ ($x \approx 0 : 31$), and $\text{V}_{12}\text{Al}_3\text{C}_8$: synthesis, crystal growth, structure, and superstructure // Inorg. Chem. 2007. V. 46. P. 7646–7653.
3. Hu C., Wang J., Li F., Wang J., Zhou Y. Crystal structure of V_4AlC_2 : a new layered ternary carbide // J. Am. Ceram. Soc. 2008. V. 91. P. 636–639.
4. Bengt Hallstedt. Thermodynamic evaluation of the Al–V–C system // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2013. V. 41. P. 156–159. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2013.03.002>
5. Gupta S., Barsoum M.W. Synthesis and oxidation of V_2AlC and $(\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_2\text{AlC}$ in air // J. Electrochem. Soc. 2004. V. 151. P. D24–D29.
6. Schneider J.M., Mertens R., Music D. Structure of V_2AlC studied by theory and experiment // J. Appl. Phys. 2006. V. 99. P. 013501.
7. Chunfeng Hu, Lingfeng He, Mingyue Liu, Xiaohui Wang, Jingyang Wang, Meishuan Li, Yanchun Zhou. In situ Reaction Synthesis and Mechanical Properties of V_2AlC // J. Am. Ceram. Soc. 2008. V. 91. P. 4029–4035. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2008.02774.x>
8. Liang B.-Y., Zhang J., Mu Y.-C. Combustion synthesis of V_2AlC materials. June 2013, Fenmo Yejin Cailiao Kexueyu Gongcheng // Materials Sci. Eng. Powder Metal. 2013. V. 18. № 3. P. 447–451.
9. Киффер Р., Браун Х. Ванадий, ниобий, тантал (Металлургия чистых металлов и их сплавов). Перевод с немецкого Минц Р.С. М.: Металлургия. 1968. 311 с.
10. База данных ICDD. PDF № 01-074-5286.

11. *Hettinger J.D., Lofland S.E., Finkel P., Meehan T., Palma J., Harrell K., Gupta S., Ganguly A., El-Raghy T., Barsoum M.W.* Electrical transport, thermal transport, and elastic properties of M_2AlC ($M = Ti, Cr, Nb, \text{ and } V$) // *Phys. Rev. B*. 2005. V. 72. P. 115120.
12. *Christin M. Hamm, Michael DuÈrrschnabel, Leopoldo Molina-Luna, Ruslan Salikhov, Detlef Spoddig, Michael Farle, Ulf Wiedwald, Christina S. Birkel.* Structural, magnetic and electrical transport properties of non-conventionally prepared MAX phases V_2AlC and $(V/Mn)_2AlC$ // *Mater. Chem. Front.* 2018. V. 2. P. 483. <https://doi.org/10.1039/C7QM00488E>
13. *Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Luginina M.A., Sachkova N.V., Belikova A.F.* High-Temperature Synthesis of a Cast Material with a Maximum Content of the MAX Phase Cr_2AlC // *Inorganic Materials*. 2017. V. 53. № 3. P. 271–277. <https://doi.org/10.1134/S0020168517030062>
14. *Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Karpov A.V., Shchukin A.S., Sytshev A.S.* Investigation of the Composition and Properties of a Cr_2AlC MAX Phase-Based Material Prepared by Metallothermic SHS. // *Phys. Met. Metal.* 2019. V. 120. № 5. P. 471–475. <https://doi.org/10.1134/S0031918X19050041>
15. *Miloserdov Pavel A., Gorshkov Vladimir A., Kovalev Ivan D., Kovalev Dmitrii Yu.* High-temperature synthesis of cast materials based on Nb_2AlC MAX phase // *Ceramics International*. 2019. V. 45. Issue 2. Part A. P. 2689–2691. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.198>
16. *Shiryayev A.* Thermodynamics of SHS processes: An advanced approach // *Int. J. SHS*. 1995. V. 4. № 4. P. 351–362.
17. *Фирсова В.А., Пятыгина Н.Г., Иванова Т.И.* Метод Ритфелда – Rietveld. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2010613016 от 06.05.10.
18. *Crystallography Open Database.* <http://www.crystallography.net/cod/>.
19. *Materials Project.* <https://materialsproject.org/>.
20. *Карпов А.В., Морозов Ю.Г., Бунин В.А., Боровинская И.П.* Влияние оксида иттрия на электропроводность нитридной СВС-керамики // *Неорганич. матер.* 2002. Т. 38. № 6. С. 762–766.
21. *Гусев А.И.* Влияние углеродных вакансий на электросопротивление нестехиометрического карбида ванадия VC_y // *Письма в ЖЭТФ*. 2009. Т. 90. № 3. С. 210–215.
22. *Ratnadwip Singha, Shubhankar Roy, Arnab Pariari, Biswarup Satpati, Prabhat Mandal.* Planar Hall effect in the type-II Dirac semimetal VA_13 // *Phys. Rev. B*. V. 98. P. 081103(R). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.98.081103>