

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.292'26'71'784:548.73:537.311.3

**СИНТЕЗ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
НА ОСНОВЕ ТВЕРДОГО РАСТВОРА (V,Cr)AlC**

© 2021 г. А. Е. Сычёв^а, *, В. А. Горшков^а, А. В. Карпов^а, Н. В. Сачкова^а,
И. Д. Ковалёв^а, А. Ф. Беликова^а

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

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

Поступила в редакцию 17.07.2020 г.

После доработки 18.11.2020 г.

Принята к публикации 18.11.2020 г.

Впервые методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза получен материал на основе твердого раствора (VCr)₂AlC с использованием реакционной смеси порошков оксидов ванадия(V) и хрома(III) с алюминием и углеродом (графитом). Полученный материал исследован методами рентгенофазового и микроструктурного анализов. Показано, что в продукте присутствуют также карбидные, интерметаллидные соединения ванадия и хрома. Наличие этих фаз связано, по-видимому, с неравновесностью процесса синтеза из-за малого времени “жизни” расплава, быстрым его остыванием и кристаллизацией. Синтезированный материал является электрическим проводником, демонстрирующим металлический характер проводимости во всем измеренном диапазоне изменения температуры 300–1300 К. Удельное электросопротивление композиционного материала на основе твердого раствора (Cr,V)₂AlC при комнатной температуре составляет 1.14 мкОм × м, что выше удельного электросопротивления материалов на основе МАХ-фаз Cr₂AlC и V₂AlC. Микротвердость синтезированного материала равна 6.9 ГПа.

Ключевые слова: СВС, горение, давление газа, синтез, твердый раствор (Cr,V)₂AlC, МАХ-фаза, наноламинатная структура, электросопротивление, микротвердость

DOI: 10.31857/S0015323021030141

ВВЕДЕНИЕ

Многослойные тройные соединения M_{n+1}AX_n (где М – это переходный металл; А – элемент подгруппы А, Х – С или N, а n = 1–3), также называемые МАХ-фазами, представляют собой слоистые карбиды или нитриды с кристаллической структурой гексагональной симметрии. Эти материалы сочетают достоинства металлов и керамики: имеют тепловую и электрическую проводимость, низкий удельный вес, высокий модуль упругости, низкий коэффициент теплового расширения, высокую теплостойкость и жаростойкость [1–5]. Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) были синтезированы композиционные материалы на основе МАХ-фазы Cr₂AlC из смесей порошков оксидов хрома с алюминием и углеродом [6] и на основе МАХ-фазы V₂AlC из смесей порошков оксидов ванадия(V) и (IV) с алюминием и углеродом (графитом) [7]. Структура и свойства МАХ-фаз могут быть изменены и соответствующим образом модифицированы введением дополнительных элементов. Принимая во внимание, что Cr

имеет на один валентный электрон больше, чем V, и то, что Cr и V имеют практически одинаковый атомный радиус, вызывает интерес получение твердых растворов (Cr_xV_{1-x})₂AlC. Упрочнение твердого раствора заменой V на Cr было предсказано в [8, 9]. Создание материалов на основе многокомпонентных соединений со структурой МАХ-фазы путем изоморфного замещения одного элемента другим может привести к изменению физико-механических и теплофизических свойств материала. Стабильность МАХ-фаз (Cr_xV_{1-x})₂AlC, представляющих интерес для различных магнитных и высокотемпературных применений, была изучена с использованием первопринципных расчетов на основе теории функционала плотности [10]. Впервые твердые растворы (Cr_{0.75}V_{0.25})₂AlC, (Cr_{0.5}V_{0.5})₂AlC и (Cr_{0.25}V_{0.75})₂AlC были получены методом отжига порошков Cr₂AlC и V₂AlC, смешанных в советующих пропорциях, при 1273К в течении 170 ч [11].

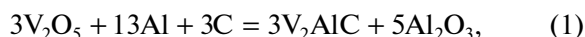
В работе [12] четырехкомпонентные соединения (V_{0.5}Cr_{0.5})₃AlC₂, (V_{0.5}Cr_{0.5})₄AlC₃ и (V_{0.5}Cr_{0.5})₅Al₂C₃ были синтезированы методом реакционного горячего

прессования из порошков V, Cr, Al и графита при температуре 1823К в течение 60 мин с приложенным давлением 30 МПа. Авторы считают, что $(V_{0.5}Cr_{0.5})_3AlC_2$ является доминирующей фазой с незначительным количеством $(V_{0.5}Cr_{0.5})_4AlC_3$. МАХ-фазы в системе $(Cr_x, V_{1-x})_{n+1}AlC_n$ были синтезированы методом реакционного спекания и горячего изостатического прессования элементарных порошков при температурах от 1673 до 1873 К [13]. Для $n = 1$ был найден полный диапазон ($0 \leq x \leq 1$) твердых растворов; для $n = 2$ и 3 диапазоны растворимости составляли $0.25 \leq x \leq 0.75$ и $0 \leq x \leq 0.5$ соответственно. Соединения $(Cr_{0.5}V_{0.5})_{n+1}AlC_n$ (где $n = 1, 2, 3$) были также синтезированы традиционным методом порошковой металлургии при температурах 1673 и 1773 К в течении 1–3 ч [14]. При $n = 1$ было обнаружено полное разупорядочение ванадия и хрома в металлических слоях. Преимущественно однофазные и практически плотные твердые растворы $(Cr_{1-x}V_x)_2AlC$ (где $x = 0, 0.1, 0.25$ и 0.5) синтезировали методом импульсно-разрядного спекания (PDS) с использованием порошков Cr, V, Al и C в качестве исходных материалов [15]. Соединения, содержащие ванадий, имеют размер около 9 мкм. Микроструктура состоит преимущественно из равноосных зерен Cr_2AlC , которые равномерно распределены по объему, что аналогично предыдущим результатам [6, 12]. С увеличением содержания V форма зерен Cr_2AlC меняется от равноосной к удлиненной. МАХ-твердый раствор $(Cr,V)_2AlC$ с добавлением Al_2O_3 был получен в процессе алюминотермического восстановления в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из смеси исходных реагентов $Cr_2O_3/V_2O_5/Al/Al_4C_3$ [16, 17]. Экзотермичность процесса горения в этом случае повышалась за счет увеличения количества V_2O_5 для более полного замещения хрома ванадием, что не только увеличивало температуру горения и скорость реакции, но и облегчало формирование твердых растворов. Образование $(Cr_{1-y}V_y)_2AlC/Al_2O_3$ было достигнуто при $y = 0.1-0.7$. Синтезированный $(Cr, V)_2AlC$ имеет слоистую микроструктуру, характерную для тройного МАХ-карбида.

В продолжение исследований синтеза МАХ-фаз Cr_2AlC [6] и V_2AlC [7] в настоящей работе проведено исследование особенностей структуро- и фазообразования и свойств композиционного материала в системе V–Cr–Al–C, синтезированного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с восстановительной стадией из порошков V_2O_5 , Cr_2O_3 , Al и графита.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В проведенных экспериментах использовали смеси порошков оксидов ванадия(V) и хрома(III) марки “ЧДА”, алюминия марки АСД-1 и углерод в виде графита марки ПГ. Расчет соотношений компонентов исходных смесей производили, используя следующие химические реакции:



а также их сочетание в расчете на конечный целевой продукт – твердый раствор $(Cr_{1-x}V_x)_2AlC$.

Расчет содержания каждого компонента (a_i) осуществляли 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 марки СНОЛ в течение 3 ч при температуре 60°C. Исходные смеси массой 30 г готовили вручную в фарфоровой ступке. При изучении закономерностей синтеза и процессов формирования состава и микроструктуры целевых продуктов реакционные смеси сжигали в кварцевых тиглях диаметром 23–25 мм, высотой 55 мм.

Эксперименты проводили в СВС-реакторе объемом 3 л по методике, описанной в [6, 7]. Для проведения экспериментов СВС-реактор герметизировали, создавали избыточное давление ($P_H = 4$ МПа) инертного газа (Ar) и воспламеняли исходную смесь с помощью металлической спирали из молибденовой проволоки путем подачи на нее напряжения $U = 30$ В. Процесс горения изучали визуально, а также с помощью видеокамеры. Среднюю линейную скорость горения рассчитывали как H_{cm}/t_r , где H_{cm} – 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 – $\eta^2 = M_{сл}/M_{сл}^{расч} \times 100\%$, а потерю массы (диспергирование) при горении: $\eta^3 = (M_H - M_K)/M_H \times 100\%$, где $M_{сл}$ – масса целевого продукта; $M_{см}$ – масса исходной смеси, $M_{сл}^{расч}$ – масса слитка, рассчитанная из состава смеси; M_H – начальная масса; M_K – конечная масса.

Синтезированный материал исследовали методами рентгеновской дифрактометрии (на дифрактометре ДРОН-3М (излучение $CuK\alpha$) с шагом по углу 0.02° и временем экспозиции 1 с), электронной микроскопии (на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55). Измерения удельного электросопротивления

Таблица 1. Расчетные составы продуктов и параметры синтеза

№	Смесь	Расчетный состав целевой фазы	U_T , см/с	η^1 , вес. %	η^2 , вес. %	η^3 , вес. %
1	(I)	V_2AlC	4.5	30.2	83.2	7.8
2	(II)	Cr_2AlC	—	0	0	0
3	(III)*	$(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$	0.5	45.0	98.3	1.7

* Состав смеси (III) рассчитан на конечный продукт синтеза состава $(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$.

проводили на образцах прямоугольного сечения размером $1.5 \times 1.5 \times 15.0$ мм³ стандартным четырехконтактным методом на постоянном токе по методике, описанной в [6, 7].

Для снятия возможных остаточных напряжений исследуемые образцы перед измерениями подвергали термообработке в вакууме в течение 30 мин при температуре 1000 К. Следует отметить, что значения электросопротивления образцов, измеренные при комнатной температуре до и после термообработки, совпадали. Все измерения проводили в вакууме 2×10^{-3} Па, скорость изменения температуры в диапазоне 300–1300 К при цикле нагрев/охлаждение составляла 6 К/мин.

Измерения микротвердости проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе горения исходной смеси со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (1), было обнаружено, что она горит в нестационарном режиме с искривленным фронтом и сильным диспергированием (выбросом) конечных продуктов из реакционной формы. При горении исходной смеси со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (2), было обнаружено, что после воспламенения смеси через 10–12 мм происходила остановка фронта горения.

Для синтеза целевого продукта в виде твердого раствора в экспериментах использовали смеси, соотношение реагентов в которых рассчитывали согласно уравнений (1) и (2) при различных их сочетаниях в расчете на твердый раствор $(Cr_xV_{1-x})_2AlC$. Такие составы горят с полной сепарацией целевой (Cr–V–Al–C) и оксидной фазы (Al_2O_3) при $x = 0.1–0.6$.

Оптимальным составом шихты по выходу целевого продукта в отдельный слиток является смесь с соотношением реагентов, рассчитанным на состав $(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$. Такая смесь горит в стационарном режиме с практически плоским фронтом

распространения волны горения. Расчетные составы продуктов и параметры синтеза для смесей различного состава приведены в табл. 1.

Проведенные эксперименты показали, что:

– реакционная смесь, состав которой рассчитывали из химической формулы (1), является высококалорийной. Горение протекает с высокой скоростью, резким приростом давления в реакторе и большим выбросом (диспергированием) конечных продуктов из формы. Из-за больших потерь массы конечных продуктов ($\eta^3 = 7.8\%$) выход целевого продукта относительно массы смеси ($\eta^1 = 30.2\%$) и относительно расчетного значения ($\eta^2 = 83.7\%$) сравнительно небольшой (см. табл. 1, № 1);

– реакционная смесь, состав которой рассчитывали из химической формулы (2), является низкокалорийной. После воспламенения через 10–12 мм происходит остановка (затухание) фронта горения (см. табл. 1, № 2);

– реакционная смесь, состав реагентов которой рассчитывали согласно сочетанию уравнений (1) и (2) в расчете на получение $(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$, горит в стационарном режиме с практически плоским фронтом распространения волны горения и небольшим диспергированием.

После прохождения фронта горения происходит разделение (сепарация) конечных продуктов на два слоя: нижний – металлоподобный (Cr–V–Al–C), верхний – оксидный (Al_2O_3). Типичный внешний вид слитков представлен в работе [7]. При этом потеря массы конечных продуктов ($\eta^3 = 1.7\%$) значительно ниже, чем для смеси № 1, а выход целевого продукта относительно массы смеси ($\eta^1 = 45.0\%$) и относительно расчетного значения ($\eta^2 = 98.3\%$) значительно выше (см. табл. 1, № 3).

По данным рентгенофазового анализа, в синтезируемом материале присутствуют 3 фазы – основная фаза $(Cr,V)_2AlC$, а также вторичные фазы – интерметаллид Al_8Cr_5 (PDF 71-140) и двойной карбид $Cr_{0.6}V_{0.4}C$ (PDF 89-7256) (рис. 1).

На рис. 2 представлены микроструктуры поверхности разрушения образца на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$. На изломе хорошо видны плоско-

сти спайности с типичными слоистыми наноламинатными структурами с толщиной слоев менее 20 нм (рис. 2б, 2в). Также наблюдаются внутризеренные и межзеренные трещины (рис. 2д, 2е), свидетельствующие о проявлении обоих режимов разрушения в материале на основе $(Cr,V)_2AlC$.

На поверхности излома наблюдаются характерные для МАХ-фаз полосы изгиба, ступенчатого расслоения и пластинчатой деформации (рис. 2д).

Процесс структуро- и фазообразования протекает в результате СВС-реакции с восстановлением V_2O_5 и Cr_2O_3 (формулы (1) и (2)) и созданием фазового равновесия интерметаллидов $Al-Cr$ и $V-Al$ с последующей реакцией с углеродом и образованием МАХ-фаз Cr_2AlC и V_2AlC [6, 7], которые в свою очередь взаимодействуют с образованием твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$. Микроструктурные исследования показали, что зерна твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ имеют равноосную (дискообразную) (рис. 2г) и удлиненную (игольчатую) (рис. 2е) форму.

Интересно отметить, что распределение Cr и Al , приведенное на концентрационных профилях по сечению образца, изменяется противозапно по отношению к распределению V (рис. 3). Увеличение интенсивностей концентрационного профиля V на фоне уменьшения концентрации Cr и Al особенно заметно в зернах двойного карбида $Cr_{0.6}V_{0.4}C$.

На рис. 4 представлена характерная микроструктура поверхности синтезированного материала. Интерметаллидные зерна Al_8Cr_5 находятся в виде отдельных включений (фаза белого цвета) размером от 5 до 15 мкм, зерна двойного карбида $Cr_{0.6}V_{0.4}C$ имеют развитую форму и также находятся в виде отдельных включений размером до 20 мкм.

С учетом того, что при энерго-дисперсионном анализе (ЭДА) рабочей поверхности (рис. 5) анализируется тонкий поверхностный слой, а в ис-

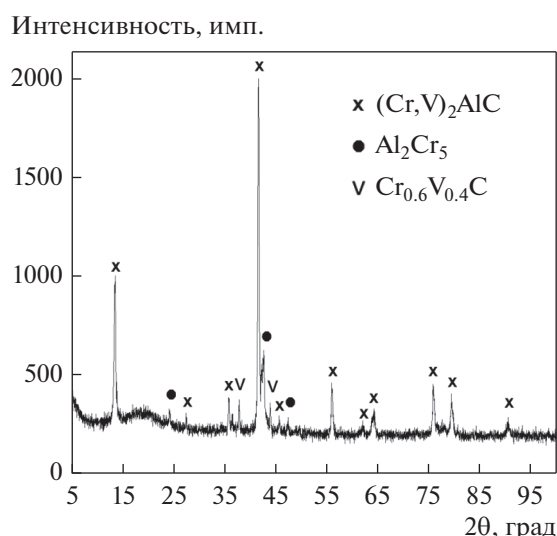


Рис. 1. Дифрактограмма синтезированного композиционного материала.

ходной реакционной смеси использовался графит, результаты ЭДА показывают повышенное содержание углерода, который находится на межфазных границах и в микропорах образца, которые могут достигать 5 мкм.

Данные по элементному составу также варьируются в разных точках (C 32.57–42.67; Al 19.02–22.30; Cr 11.49–13.86; V 31.36–31–42.02, ат. %), что скорее всего связано с малым размером наноламинатных составляющих, в первую очередь твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$, который сравним или меньше области генерации рентгеновского излучения при энерго-дисперсионном анализе.

Результаты измерения микротвердости HV_μ синтезированного материала на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ представлены в табл. 2. Не-

Таблица 2. Сравнение результатов измерения твердости HV с литературными данными

Состав	HV , ГПа	Ссылка
$(Cr_{0.9}V_{0.1})_2AlC$	3.7 ± 0.1	[15]
$(Cr_{0.75}V_{0.25})_2AlC$	4.0 ± 1.2	[15]
$(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$	4.3 ± 0.1	[15]
$(Cr_{0.75}V_{0.25})_2AlC$	4.6 ± 0.06	[20]
$(Cr_{0.5}V_{0.5})_2AlC$	5.18 ± 0.07	[20]
$(Cr,V)_2AlC/Al_8Cr_5/Cr_{0.6}V_{0.4}C$	$6.9 \pm 1.7^*$	Настоящая работа

* Данные измерения микротвердости при нагрузке на индентор 50 г.

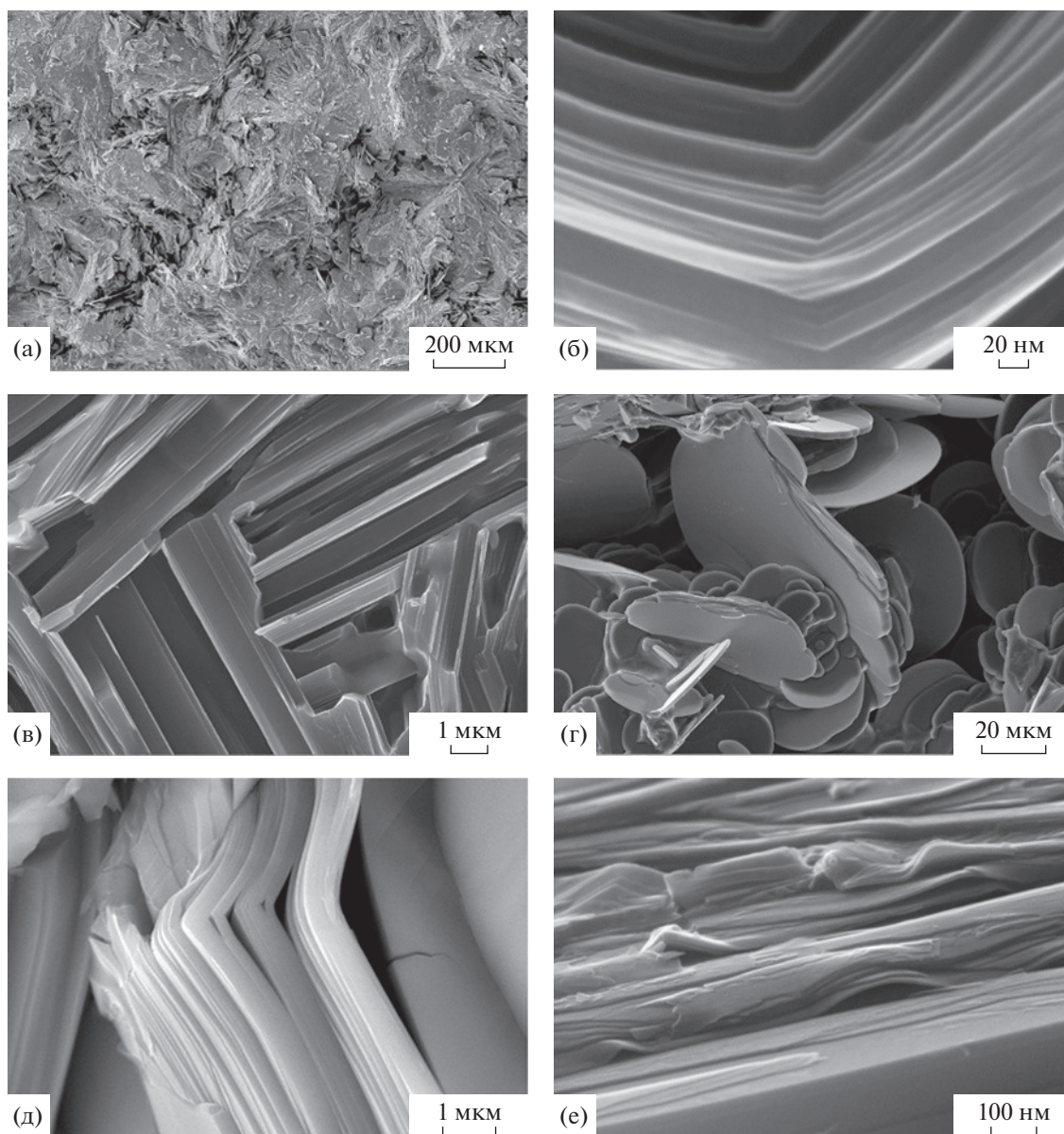


Рис. 2. Морфологическое разнообразие микроструктуры поверхности и излома композиционного материала на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$.

смотря на пластичность твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ (рис. 2б, 2д), высокое значение микротвердости HV_{μ} может быть связано с присутствием в синтезированном материале двойного карбида $Cr_{0.6}V_{0.4}C$.

Увеличение твердости раствора $(Cr_{1-x}V_x)_2AlC$ за счет твердорастворного упрочнения материала может быть связано с увеличением содержания V в результате частичного замещения Cr [15].

На рис. 6 представлена температурная зависимость удельного электросопротивления (ρ) про-

дукта синтеза. Синтезированный из исходной реакционной смеси композиционный материал обладает металлической проводимостью во всем измеренном диапазоне температур 300–1300 К.

Удельное электросопротивление композиционного материала на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ при комнатной температуре составляет 1.14 мкОм м, что выше чем удельное электросопротивление материалов на основе МАХ-фаз Cr_2AlC [6] и V_2AlC [7]. Обнаружено, что с ростом температуры кривая электросопротивления твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ занимает промежуточ-

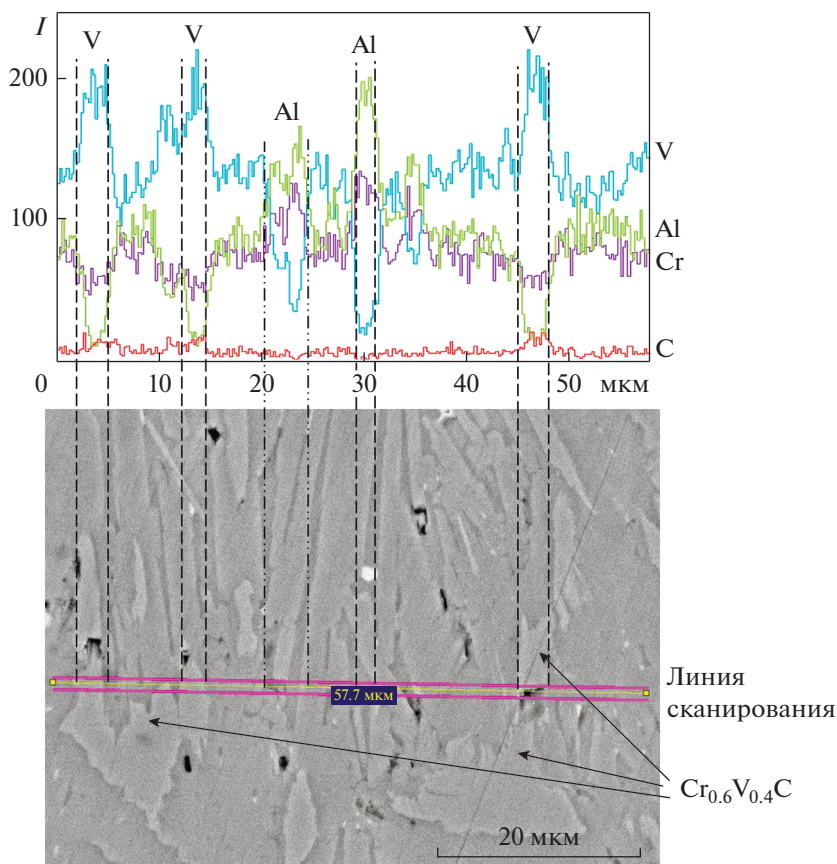


Рис. 3. Характерный концентрационный профиль элементов на поверхности образца (вдоль линии сканирования).

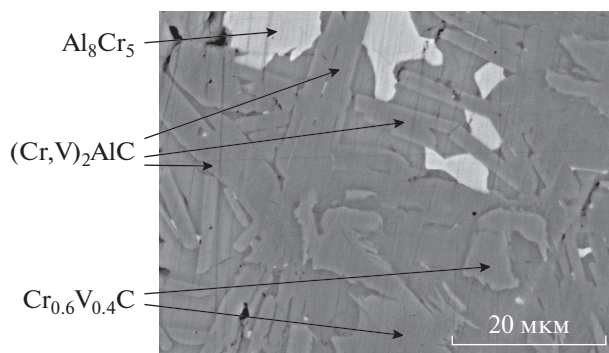


Рис. 4. Микроструктура поверхности синтезированного материала (стрелками указаны основные фазы).

ное положение между зависимостями для Cr_2AlC и V_2AlC . На температурной зависимости удельного электросопротивления в диапазоне 1050–1100 К обнаружена интересная особенность. Значение температурного коэффициента сопротивления (ТКС) исследуемого материала в области темпе-

ратур от комнатной до 1050 К постоянно и составляет $7.2 \times 10^{-4} K^{-1}$.

В диапазоне температур 1050–1100 К происходит изменение ТКС, при дальнейшем повышении температуры образца от 1100 К ТКС не меняется и составляет $4.2 \times 10^{-4} K^{-1}$. Значения ТКС и

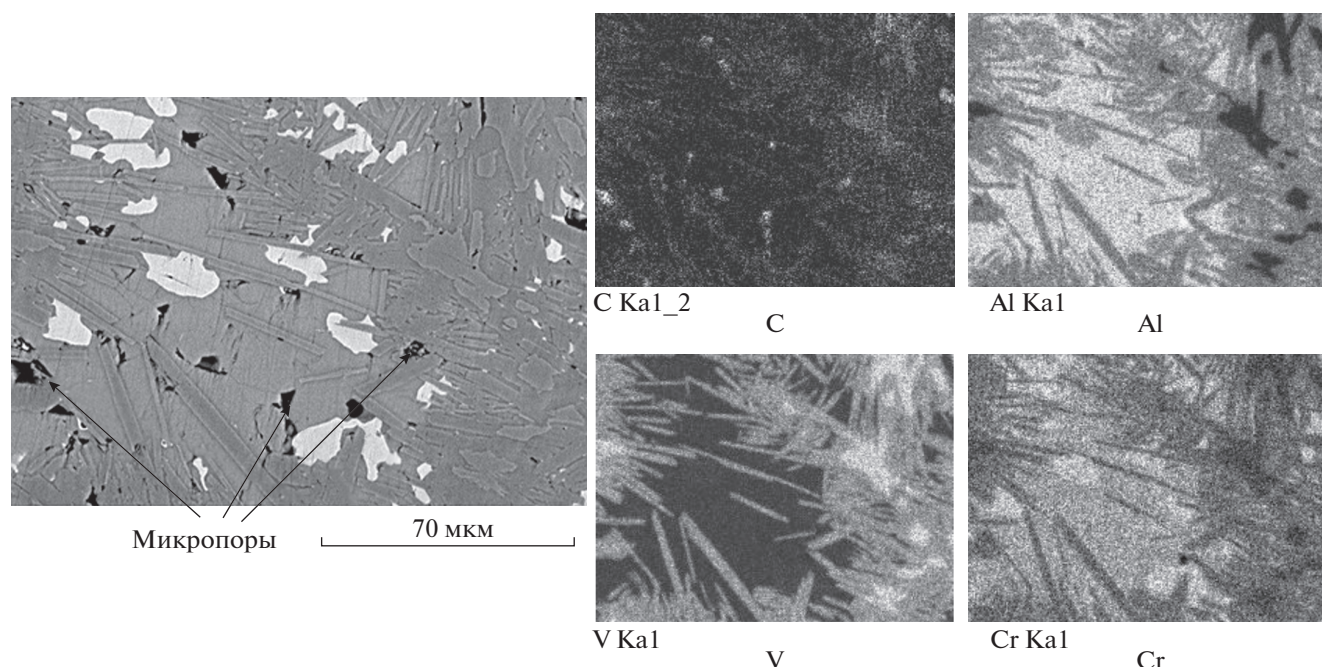


Рис. 5. Микроструктура и карта распределения элементов V, Cr, Al и C на поверхности образца (шлифа).

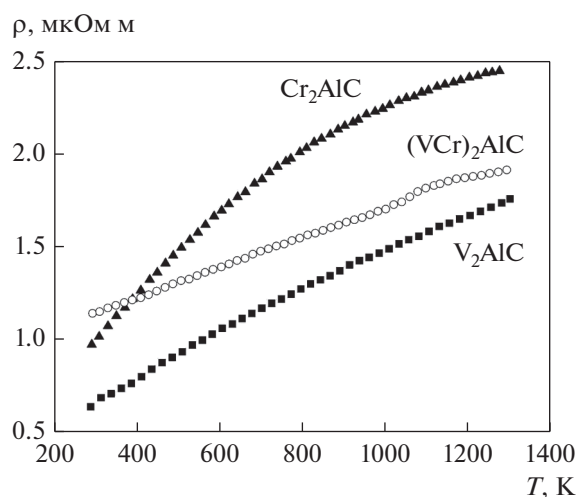


Рис. 6. Температурная зависимость удельного электросопротивления ρ синтезированного материала на основе $(CrV)_2AlC$, Cr_2AlC [6] и V_2AlC [7].

его поведение при изменениях температуры для материала на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ заметно отличаются от характеристик для материалов на основе МАХ-фаз Cr_2AlC и V_2AlC .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе впервые показано, что методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из смеси порошков оксидов ванадия(V) и хро-

ма(III) с алюминием и графитом получен материал на основе МАХ-твердого раствора $(V,Cr)_2AlC$, в котором присутствуют также вторичные карбидные, интерметаллидные соединения ванадия и хрома. Наличие вторичных фаз в конечном продукте синтеза связано, по-видимому, с неравновесностью процесса синтеза из-за малого времени “жизни” расплава и быстрой кристаллизацией при остывании. В результате этого вторичные фазы $Cr_{0,6}V_{0,4}C$ и Cr_5Al_8 не успевают полностью прореагировать с образованием твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$. Зерна $(V,Cr)_2AlC$ имеют наноламинатную морфологию характерную для МАХ-фаз. Полученный материал является электрическим проводником, демонстрирующим металлический характер проводимости во всем измеренном диапазоне температур 300–1300 К. Удельное электросопротивление материала на основе твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ при комнатной температуре составляет 1.14 мкОм м, что выше чем данный параметр материалов на основе МАХ-фаз Cr_2AlC и V_2AlC . Однако с ростом температуры кривая электросопротивления твердого раствора $(Cr,V)_2AlC$ занимает промежуточное положение между зависимостями для Cr_2AlC и V_2AlC .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nowotny V.H. Strukturchemie einiger Verbindungen der Übergangsmetalle mit den elementen C, Si, Ge, Sn // Prog Solid State Chem. 1971. V. 5. P. 27–70.

2. *Jeitschko W., Nowotny H., Benesovsky F.* Kohlenstoffhaltige ternäre Verbindungen (H-phase) // *Monatsh Chem.* 1963. V. 94. P. 672–678.
3. *Barsoum M.W., Yoo H.I., Polushina I.K., Rud' V.Yu., Rud' Yu.V., El-Raghy T.* Electrical conductivity, thermopower, and hall effect of Ti_3AlC_2 , Ti_4AlN_3 , and Ti_3SiC_2 // *Phys. Rev. B.* 2000. V. 62. P. 10194–10198.
4. *El-Raghy T., Zavaliangos A., Barsoum M.W., Kalidindi S.R.* Damage mechanisms around hardness indentations in Ti_3SiC_2 // *J. Am. Ceram. Soc.* 1997. V. 80. P. 513–516.
5. *Hu Chunfeng, Zhang Haibin, Li Fangzhi, Huang Qing, Bao Yiwang.* New phases' discovery in MAX family // *Int. J. Refractory Metals and Hard Materials.* 2013. V. 36. P. 300–312.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.10.011>
6. *Горшков В.А., Милосердов П.А., Карнов А.В., Щукин А.С., Сычев А.Е.* Исследование состава и свойств материала на основе MAX-фазы Cr_2AlC , полученного методом СВС-металлургии // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 5. С. 512–517.
<https://doi.org/10.1134/S0015323019050048>
7. *Горшков В.А., Карнов А.В., Ковалев Д.Ю., Сычев А.Е.* Синтез, структура и свойства материала на основе MAX-фазы V_2AlC // *ФММ.* 2020. Т. 121. № 8. С. 842–848.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080033>
8. *Wang J.Y., Zhou Y.C.* Dependence of elastic stiffness on electronic band structure of nano-laminate M_2AlC (M_5Ti, V, Nb and Cr) ceramics. // *Phys. Rev. B.* 2004. V. 69. article no.: 21411.
9. *Sun Z.M., Music D., Ahujia R., Schneider J.M.* Electronic origin of shearing in M_2AlC (M_5Ti, V, Cr, Al, Ga) // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2005. V. 17. P. 7169–7176.
10. *Grossi J., Shah S.H., Artacho E., Bristowe P.D.* Effect of magnetism and temperature on the stability of $(Cr_xV_{1-x})_2AlC$ phases // *Phys. Rev. Materials.* 2018. V. 2. P. 123603.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.2.123603>
11. *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 № 2. P. 213–219.
12. *Zhou Y.C., Meng F.L., Zhang J.* New MAX-phase compounds in the $V-Cr-Al-C$ system // *J. Am. Ceram. Soc.* 2008. V. 91. P. 1357–1360.
13. *Halim J., Chartier P., Basyuk T., Prikhna T., Caspie E.N., Barsoum M.W., Cabioc'h T.* Structure and thermal expansion of $(Cr_xV_{1-x})_{n+1}AlC_n$ phases measured by X-ray diffraction // *J. European Ceramic Society.* 2017. V. 37. P. 15–21.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2016.07.022>
14. *Caspi E.N., Chartier P., Porcher F., Damay F., Cabioc'h T.* Ordering of (Cr,V) layers in nanolamellar $(Cr_{0.5}V_{0.5})_{n+1}AlC_n$ compounds // *Materials Research Letters.* 2015. V. 32. P. 100–106.
<https://doi.org/10.1080/21663831.2014.975294>
15. *Wu Bian Tian, Zheng Ming Sun, Hitoshi Hashimoto, Yu Lei Du.* Synthesis, microstructure and properties of $(Cr_{1-x}V_x)_2AlC$ solid solutions // *J. Alloys and Compounds.* 2009. V. 484. P. 130–133.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.04.111>
16. *Chun Liang Yeh, Wen Jung Yang.* Combustion Synthesis of $(Ti,V)_2AlC$ Solid Solutions // *Advanced Materials Research.* 2014. V. 909. P. 19–23.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.909.19>
17. *Yeh C.L., Yang W.J.* Formation of MAX solid solutions $(Ti,V)_2AlC$ and $(Cr,V)_2AlC$ with Al_2O_3 addition by SHS involving aluminothermic reduction // *Ceramics International.* 2013. V. 39. P. 7537–7544.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.03.005>
18. *Jianfeng Zhu, Hao Jiang, Fen Wang, Qi Ma.* Synthesis, microstructure evolution, and mechanical properties of $(Cr_{1-x}V_x)_2AlC$ ceramics by in situ hot-pressing method // *J. Mater. Res.* 2014. V. 29. № 10. P. 1168–1174.