

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМОКЕРАМИЧЕСКИХ КАРКАСНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ Ti_2AlC МЕТОДОМ СВС-ПРЕССОВАНИЯ

© 2015 г. А.Ф. Федотов, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, В.А. Новиков

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Самарский государственный аэрокосмический университет им. акад. С.П. Королева
(национальный исследовательский университет) (СГАУ)

Статья поступила в редакцию 05.06.15 г., доработана 26.07.15 г., подписана в печать 31.08.15 г.

Рассмотрена одностадийная технология получения алюмокерамических каркасных композитов путем совмещения процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) пористого каркаса из МАХ-фазы состава Ti_2AlC и его пропитки под давлением расплавом алюминия (метод СВС-прессования). Выбран состав экзотермической шихты $2Ti + C + 22,5\text{мас.}\%Al + 10\text{мас.}\%TiH_2$, обеспечивающий получение по технологии СВС пористого каркаса МАХ-фазы Ti_2AlC без примесных фаз. Показано, что при пропитке алюминием горячего СВС-каркаса образуются новые фазы: МАХ-фаза (Ti_3AlC_2), карбид (TiC) и алюминид (Al_3Ti) титана. Вместе с тем содержание базовой МАХ-фазы остается высоким, и керамический компонент материала на 76 % состоит из Ti_2AlC . При анализе микроструктуры выявлено, что после пропитки и охлаждения композит имеет некоторую остаточную пористость. Выполнены экспериментальные исследования влияния давления пропитки ($q = 22, 28$ и 35 МПа) на распределение содержания алюминия по высоте и радиусу диаметального сечения образца. Показано, что неоднородное распределение Al по объему образца обусловлено неоднородными полями давления и температуры и разной уплотняемостью горячих внутренних и более холодных наружных объемов образца. При увеличении давления пропитки степень уплотнения характерных зон выравнивается и неоднородность состава по объему образца уменьшается. При $q = 35$ МПа разность концентраций алюминия по объему образца не превышает 5 %. По уровню твердости ($HB \approx 150$ кг/мм²) СВС-прессованный алюмокерамический каркасный композит на основе МАХ-фазы Ti_2AlC соответствует алюминиевым сплавам высокой прочности Al–Zn–Mg–Cu.

Ключевые слова: алюмокерамический композит, каркас, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), МАХ-фаза, пропитка под давлением.

Федотов А.Ф. — докт. техн. наук, профессор кафедры механики СамГТУ (443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244), вед. науч. сотрудник кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) СГАУ (443086, Самара, Московское шоссе, 34). E-mail: a.fedotov50@mail.ru.

Амосов А.П. — докт. физ.-мат. наук, проф., зав. кафедрой металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН) СамГТУ, зав. кафедрой ТМиАМ СГАУ. E-mail: egundor@yandex.ru.

Латухин Е.И. — канд. техн. наук, доцент кафедры МПМН СамГТУ, ст. науч. сотрудник кафедры ТМиАМ СГАУ. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Новиков В.А. — аспирант кафедры МПМН СамГТУ. E-mail: vladislav_novyi@mail.ru.

Для цитирования: Федотов А.Ф., Амосов А.П., Латухин Е.И., Новиков В.А. Получение алюмокерамических каркасных композитов на основе МАХ-фазы Ti_2AlC методом СВС-прессования // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 6. С. 53–62. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-53-62.

Fedotov A.F., Amosov A.P., Latukhin E.I., Novikov V.A.

Fabrication of aluminum–ceramic skeleton composites based on the Ti_2AlC MAX phase by SHS compaction

A one-stage manufacturing technology of aluminum–ceramic skeleton composites by combining the processes of self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of a porous skeleton formed by the MAX phase of the Ti_2AlC composition and its impregnation by the aluminum melt under the pressure (SHS compaction). A composition of the exothermic charge $2Ti + C + 22,5 \text{ wt } \% Al + 10 \text{ wt } \% TiH_2$, which provides the formation of a porous skeleton of the Ti_2AlC phase without impurity phases by the SHS technology, is selected. It is shown that when impregnating the hot SHS skeleton with aluminum, new phases are formed such as the MAX phase (Ti_3AlC_2), titanium carbide (TiC), and titanium aluminide (Al_3Ti). However, the content of the basic MAX phase remains high, and the ceramic component of the material consists of Ti_2AlC by 76 %. When analyzing the microstructure, it is revealed that the composite has certain residual porosity after the impregnation and cooling. The influence of the impregnation pressure ($q = 22, 28$ and 35 МПа) on the distribution of the aluminum content over the height and radius of the diametral sample section is investigated experimentally. It is shown that the nonuniform Al distribution over the sample bulk is caused by the nonuniform pressure and temperature fields as well as different compactibility of hot inner and colder outer sample parts. The degree of compaction of characteristic zones is leveled as the impregnation pressure increases, and

composition inhomogeneity over the sample bulk decreases. The difference of aluminum concentration over the sample bulk at $q = 35$ MPa does not exceed 5 %. By the hardness level ($HB \approx 150$ kg/mm²), the SHS-compacted aluminum-ceramic skeleton composite based on the Ti₂AlC MAX phase corresponds to high-strength Al–Zn–Mg–Cu aluminum alloys.

Keywords: aluminum-ceramic composite, skeleton, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), MAX phase, pressure impregnation.

Fedotov A.F. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department of Mechanics, Samara State Technical University (SamSTU) (443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse, 34); Leading Researcher, Department of Metals Technology and Aeronautical Materials Science, Samara State Aerospace University (SSAU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244, Main building). E-mail: a.fedotov50@mail.ru.

Amosov A.P. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of Department of Metals Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials SamSTU; Head of Department of Metals Technology and Aeronautical Materials Science, SSAU. E-mail: egundor@yandex.ru.

Latukhin E.I. — Cand. Sci. (Eng.), Associate Prof., Department of Metals Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials, SamSTU; Senior Researcher, Department of Metals Technology and Aeronautical Materials Science, SSAU. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Novikov V.A. — Post-graduate Student, Department of Metals Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials, SamSTU. E-mail: vladislav_novyi@mail.ru.

Citation: Fedotov A.F., Amosov A.P., Latukhin E.I., Novikov V.A. Poluchenie alyumokeramicheskikh karkasnykh kompozitov na osnove MAX-fazy Ti₂AlC metodom SVS-pressovaniya. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 6. P. 53–62.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-53-62.

Введение

В настоящее время интенсивно разрабатываются алюмокерамические композиционные материалы, представляющие собой алюминиевые сплавы, армированные тугоплавкими керамическими соединениями [1, 2]. Их можно разбить на два вида:

— матричные композиты состоят из алюминиевой матрицы, армированной изолированными керамическими включениями;

— каркасные композиты включают два взаимопроникающих непрерывных каркаса — из тугоплавкой керамики и алюминия.

Жесткий керамический каркас обеспечивает материалу такие преимущества, как лучшая износостойкость [3, 4], а также возможность сохранять несущую способность при температурах, превышающих $t_{пл}$ алюминия.

Основным способом получения таких композитов является пропитка под давлением пористого керамического каркаса расплавом алюминия. При этом используется двухстадийная технология: сначала путем неполного спекания получают пористый каркас из керамики, затем осуществляют его пропитку расплавом алюминия или его сплавов. Пористый каркас получают высокотемпературным спеканием массива порошков или слоя порошка, нанесенного на поверхность пористой полимерной матрицы (метод дублирования полимерной матрицы). В последнем случае каркас представляет собой проницаемую пенокерамику. Оксид алюминия (Al₂O₃), карбид кремния (SiC), нитрид кремния (Si₃N₄), карбид титана (TiC) и другие тугоплавкие

соединения используются в качестве материала керамических каркасов [2, 5, 6]. Данный метод требует больших энергозатрат и дорогостоящего оборудования для получения как каркасов, так и расплава алюминия.

В этой связи заслуживает внимания исследование возможности применения одностадийной технологии СВС-прессования для изготовления каркасных композитов, в которой процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) материала совмещается с силовым компактированием горячих продуктов синтеза [7]. В отличие от двухстадийной схемы при СВС-прессовании не требуется больших затрат электроэнергии на получение керамического пористого каркаса и расплавление металла, которым пропитывается этот каркас. Метод СВС-прессования успешно опробован при получении функционально-градиентных материалов, когда пористый СВС-каркас из карбида титана пропитывали расплавом никеля [7].

В случае алюмоматричного композита применение процесса СВС-прессования выглядит следующим образом. Шихтовую заготовку из экзотермической смеси порошков, находящуюся между двумя брикетами, спрессованными из порошка алюминия, помещают в песчаную засыпку в матрице. В шихтовой заготовке электроспиралью инициируют процесс СВС, протекающий в режиме послойного горения, в результате чего образуется пористый каркас из тугоплавких продуктов горения. За счет тепла СВС алюминиевые брикеты расплавляются. После

сгорания всего объема шихтовой заготовки прикладывается избыточное давление и расплавом алюминия пропитывается пористый СВС-каркас.

Следует отметить, что армирующая керамика из Al_2O_3 или SiC имеет сравнительно низкую прочность вследствие хрупкости. В современном материаловедении особое внимание привлекает новый вид тугоплавких соединений — МАХ-фазы [8]. Под МАХ-фазой понимается тройное соединение, отвечающее формуле $M_{n+1}AX_n$, с гексагональной плотной упаковкой, где М — переходный металл, А — элемент А-подгруппы таблицы Менделеева, Х — углерод или азот. В МАХ-фазах сочетаются лучшие свойства металлов и керамики. Как металлы они электро- и теплопроводны, сравнительно пластичны, имеют высокую трещино- и термостойкость, обрабатываются резанием, а как керамика они обладают низкой плотностью и высокими модулем упругости, жаростойкостью и жаропрочностью. Прочность МАХ-фаз выше, чем у Al_2O_3 или SiC. Так, прочность при изгибе спеченного оксида алюминия составляет $\sigma_{изг} = 294$ МПа [9], а карбида кремния — $126 \div 176$ МПа [10]. У спеченной МАХ-фазы Ti_2AlC этот показатель равен $\sigma_{изг} = 275$ МПа [11], а у горячепрессованной — 384 МПа [12].

МАХ-фазы получают и методом СВС [13–18]. Наиболее распространен такой синтез МАХ-фаз в химических системах Ti—C—Al (карбоалюминиды Ti_2AlC и Ti_3AlC_2) и Ti—C—Si (карбосилицид Ti_3SiC_2). При этом отмечается перспективность применения СВС для промышленного производства из-за невысокой стоимости изготовления керамики из МАХ-фаз по сравнению с другими методами.

Основная проблема при получении МАХ-фаз путем СВС заключается в присутствии в конечных продуктах синтеза примесных фаз, которые негативно влияют на свойства материала: для системы Ti—C—Al это карбид титана TiC и интерметаллиды Al_3Ti , $TiAl$ и Ti_3Al . Главной причиной фазовой неоднородности при синтезе МАХ-фаз является многостадийность процессов высокотемпературного гетерогенного взаимодействия компонентов порошковой смеси. При этом происходят локальные нарушения стехиометрического состава, связанные с частичным испарением Al при высоких температурах [14].

Задача синтеза МАХ-фаз усложняется при получении высокопористых СВС-материалов, когда в исходную шихту вводят газифицирующие добавки. В работе [18] выполнено экспериментальное исследование

их влияния на закономерности фазообразования в системе 3Ti—2Al—2C. Рассматривали органические (канифоль, карбамид, крахмал) и неорганические (сода пищевая, бура, гидрид титана) добавки. Установлено, что применение углеродсодержащих газифицирующих добавок подавляет процесс формирования МАХ-фаз. Образование Ti_3AlC_2 происходит при использовании в качестве газифицирующих веществ буры ($Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$) или гидрида титана (TiH_2), причем первая уменьшает, а второй увеличивает относительное содержание МАХ-фазы Ti_3AlC_2 . В частности, при добавке 10 мас.% 1TiH_2 продукты СВС системы 2Ti—C—25%Al не содержат примесных фаз и состоят только из Ti_2AlC , что дало основание в настоящей работе получить каркасные композиты пропиткой алюминием продуктов синтеза системы 2Ti—C—22,5%Al—10% 1TiH_2 .

Возможность применения процесса СВС для получения композитов в одну стадию путем пропитки алюминием синтезированных пористых МАХ-фаз ранее не исследовалась. В наиболее близкой по тематике работе [13] изучалось влияние давления и времени задержки его подачи на образование МАХ-фаз при горячей осадке продуктов СВС в системе 2Ti—C—20%Al.

Цель настоящей работы — получить методом СВС-прессования алюмокерамические каркасные композиты на основе пропитки Al-расплавом горячей пористой МАХ-фазы Ti_2AlC и исследовать их свойства.

Материалы и методики исследования

Шихтовые смеси составляли из следующих порошков: титан марки ПТС, углерод технический (сажа) П-804Т и алюминий ПА-4. Приготовление экзотермической смеси массой 200 г осуществляли в шаровой мельнице объемом 1 л при соотношении масс шаров и шихты 3:1. Время смешивания составляло 4 ч. Из порошковых смесей односторонним прессованием в цилиндрической матрице получали шихтовые заготовки диаметром 54 мм. Их масса составляла 70 г, относительная плотность — $0,63 \pm 0,02$. Алюминиевые брикеты диаметром 54 мм также изготавливали односторонним прессованием. Масса одного брикета составляла 25 г, относительная плотность — 0,75. Для уменьшения искажения формы СВС-прессованных образцов по окружности

¹ Здесь и далее в составах смесей имеются в виду мас.%.

верхней опорной поверхности шихтовой заготовки формовали фаску размером 2 мм под углом 45°.

Расчет пористости соответствующих тугоплавких соединений с учетом относительного изменения объема конденсированной фазы вследствие химических реакций СВС и относительного изменения объема заготовки [7] показал, что в рассматриваемом случае пористость каркаса составляет 50,5 %. Для полной пропитки такого СВС-каркаса массой $M_{\text{СВС}} = 70$ г содержание алюминия должно составлять 48 г. В экспериментах принимали $M_{\text{Al}} = 50$ г и из порошка алюминия спрессовывали два брикета массой по 25 г. В итоге теоретическая концентрация алюминия в композите с учетом его содержания в шихте должна составлять $C_{\text{Al}}^{\text{теор}} = 54$ %.

СВС-прессование осуществляли на гидравлическом прессе модели Д-1932 в цилиндрической пресс-форме-реакторе диаметром 125 мм с теплоизолирующей песчаной оболочкой. Давление прессования, т.е. пропитки, составляло $q = 22, 28$ и 35 МПа. Для исключения фильтрации расплава алюминия в песчаную оболочку между ней и алюминиевыми брикетами размещали слой плотной углеткани. Время от полного сгорания всего объема шихтовой заготовки до момента приложения давления, или время задержки прессования, составляло 10 с. Пропитку под давлением осуществляли в течение 20 с.

Фазовый состав продуктов синтеза определяли методом рентгенофазового анализа (РФА). Съемку рентгеновских спектров проводили на дифрактометре ARLX'тrA. Использовали $\text{CuK}\alpha$ -излучение при непрерывном сканировании в интервале углов $2\theta = 5\div 80$ град со скоростью 2 град/мин. Распределение алюминия по высоте и радиусу синтезированного образца изучали методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A с приставкой Jeol JED-2200. Спектральный анализ проводили в локальных областях размером $1\times 3,6$ мм. Концентрацию компонентов определяли как среднее значение из 3—4 измерений. Твердость по Бринеллю измеряли на приборе ТШ-2М. Нагрузка составляла 250 кгс, диаметр шарика — 5 мм, время выдержки — 30 с.

Результаты эксперимента и их обсуждение

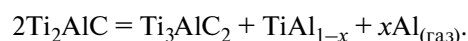
При взаимодействии расплава алюминия с горячим СВС-каркасом из МАХ-фазы Ti_2AlC возможно образование новых фаз. Результаты РФА показали,

Таблица 1
Фазовый состав СВС-прессованного композита

Фаза	Содержание, мас. %	Температура плавления (распада) $t_{\text{пл}}$, °C
Ti_2AlC	50	~1500
Al	34	660
Ti_3AlC_2	7	~2100
TiC	5	~3000
Al_3Ti	4	1395

что давление пропитки практически не оказывает влияния на фазовый состав СВС-прессованного композита.

Осредненный фазовый состав центральной зоны алюмокерамического каркасного СВС-композита приведен в табл. 1. Согласно РФА при пропитке алюминием горячего СВС-каркаса происходит образование новых фаз: МАХ-фазы Ti_3AlC_2 , TiC и Al_3Ti . Вместе с тем содержание базовой МАХ-фазы остается высоким, и керамическая компонента композита на 76 % состоит из Ti_2AlC . Распад фазы Ti_2AlC начинается при температуре 1500 °C (см. табл. 1), и она превращается в МАХ-фазу Ti_3AlC_2 по реакции [19]



Вновь образующаяся фаза Ti_3AlC_2 является тугоплавкой с $t_{\text{пл}} \sim 2100$ °C [20]. Наиболее легкоплавкой фазой СВС-каркаса является интерметаллид Al_3Ti с $t_{\text{пл}} = 1395$ °C, однако ее содержание мало — не более 4 %.

Макроструктура в вертикальном сечении средней части образца до и после пропитки представлена на рис. 1. Пористый СВС-каркас получается при малом давлении прижатия только весом пунсона и после охлаждения без приложения давления прессования содержит расслойные трещины. В случае же пропитки расплавом алюминия горячего пористого СВС-каркаса с приложением давления прессования охлажденный образец имеет структуру заполненного алюминием каркаса и меньшую высоту при отсутствии расслойных трещин. Однако если посмотреть на микроструктуру исходного образца и после его пропитки (рис. 2), то видно, что алюминий заполняет поры каркаса продуктов СВС не полностью, т.е. алюмокерамический каркасный композит сохраняет некоторую остаточную пористость. Это может быть объяснено недостаточной смачиваемос-

тью каркаса продуктов СВС расплавом алюминия, когда под приложенным давлением заполняются только крупные поры, как это видно на рис. 2, б.

Для оценки степени гомогенности было исследовано распределение Al по объему СВС-прессо-

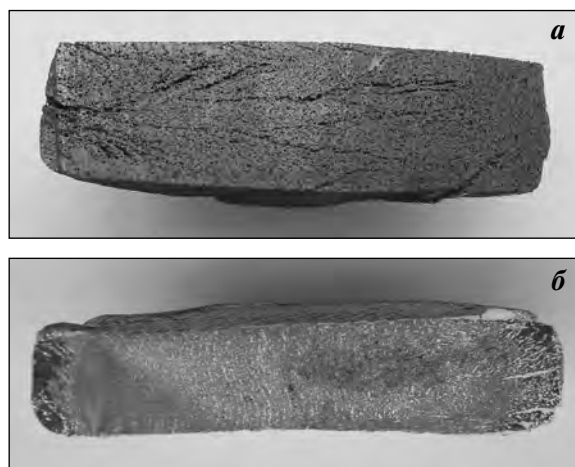


Рис. 1. Макроструктура образца до (а) и после (б) пропитки под давлением 28 МПа

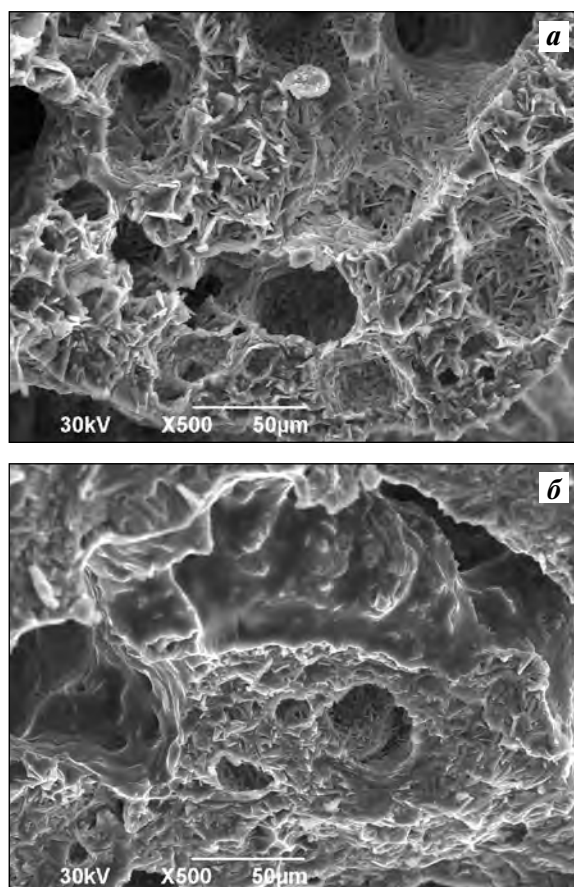


Рис. 2. Микроструктура образца до (а) и после (б) пропитки под давлением 28 МПа

ванных каркасных композитов. Содержание алюминия (C_{Al}) определяли с помощью РСМА локальных объемов, расположенных вдоль радиуса в срединной плоскости и вертикальных сечениях. Распределение C_{Al} по радиусу образца (ось x) для различных давлений пропитки представлено на рис. 3.

Для всех исследованных величин q в радиальном направлении формируются две зоны с примерно постоянной величиной C_{Al} — центральная и периферийная, причем в первой алюминия содержится меньше. При удалении от центральной зоны значения C_{Al} монотонно увеличиваются и в периферийной зоне выходят на стационарный уровень. При радиусе образца $R = 27$ мм размер центральной зоны составляет около 10 мм. При низком давлении прессования ($q = 22$ МПа) значения C_{Al} в обеих зонах меньше, чем при более высоких. При $q = 28$ и 35 МПа в одноименных зонах диаметрального сечения образца содержится практически одинаковое количество алюминия. С учетом погрешности метода РСМА концентрация Al на внешней границе

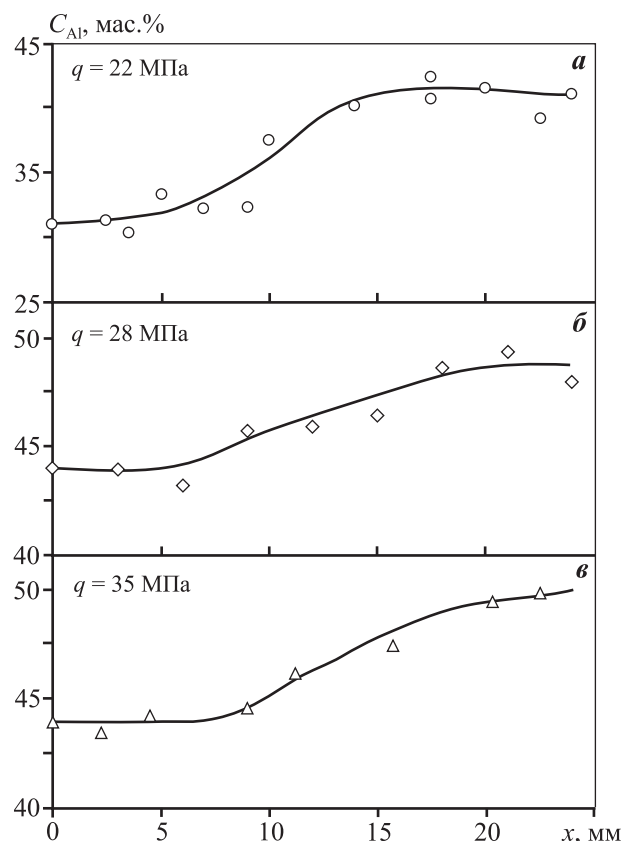


Рис. 3. Распределение содержания алюминия по радиусу образца

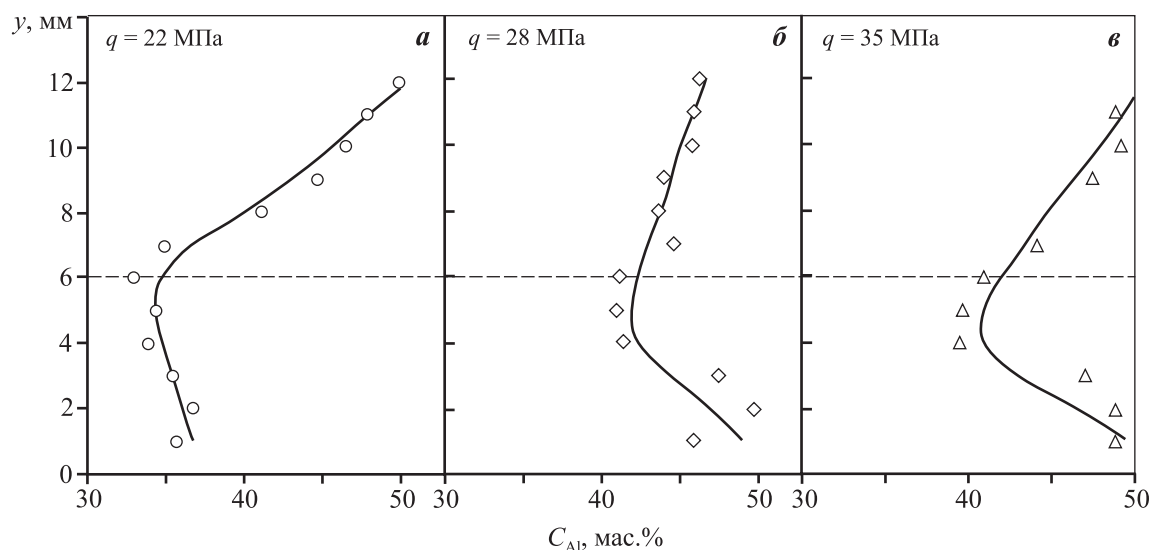


Рис. 4. Распределение содержания алюминия по высоте образца в центральной зоне

периферийной зоны ($y > 20$ мм) при этих давлениях пропитки примерно соответствует теоретической, равной $C_{Al}^{теор} = 54$ %.

Распределение содержания алюминия по высоте образца (ось y) в осевом сечении центральной зоны при $x = 0$ в зависимости от давления пропитки представлено на рис. 4. Здесь же приведены средние значения \bar{C}_{Al} в рассматриваемом сечении образца. Видно, что содержание Al по высоте образца распределено неоднородно и зависимости $C_{Al}(y)$ имеют вид С-образных кривых: во внутренних объемах образца ($y = 6$ мм) алюминия меньше, чем в приповерхностных. При повышении давления пропитки до 28 и 35 МПа происходит рост C_{Al} во внутренних объемах и в сечении в целом (параметр \bar{C}_{Al}). В приповерхностных объемах концентрация Al для всех значений q приближается к теоретической $C_{Al}^{теор} = 54$ %. Увеличение давления пропитки приводит к повышению среднего содержания алюминия в осевом сечении образца с 40 % при $q = 22$ МПа до ≈ 45 % при $q = 28$ и 35 МПа. Вместе с тем экспериментальные значения \bar{C}_{Al} заметно меньше теоретической концентрации $C_{Al}^{теор}$.

По сравнению с центральной периферийная зона характеризуется существенно меньшей неоднородностью состава. При малом давлении пропитки ($q = 22$ МПа) еще сохраняется различие состава в верхних ($y > 6$ мм) и нижних ($y < 6$ мм) объемах образца и зависимость $C_{Al}(y)$ сохраняет С-образный вид. Однако при $q = 28$ и 35 МПа формируется практически однородный по содержанию Al материал. В целом повышение давления пропитки сопровождается

увеличением концентрации Al в рассматриваемом сечении образца.

Полученные результаты по распределению C_{Al} по высоте (см. рис. 4) могут быть объяснены неоднородностью распределения осевого давления по толщине песчаной оболочки, в которой находится пропитываемый образец. Известно, что при одностороннем прессовании из-за внешнего трения величина осевого давления уменьшается в направлении от пуансона к дну матрицы. Соответственно, давление пропитки на нижней опорной поверхности будет меньше, чем на верхней. В результате значения C_{Al} в нижних объемах будут ниже, чем в верхних, что особенно наглядно видно при $q = 22$ МПа (см. рис. 4, а). При $q = 28$ и 35 МПа этот эффект проявляется в смещении области минимального содержания алюминия к нижней опорной поверхности с меньшим давлением пропитки (см. рис. 4, б, в). В периферийной зоне влияние перепада давления на процесс фильтрации уменьшается и наблюдается только при малом значении $q = 22$ МПа.

Как известно, технологические схемы получения каркасных композитов методом пропитки различаются способами создания давления на жидкий металл [22]. Различают самопроизвольную пропитку и пропитку под давлением. Первая из них происходит под действием капиллярного давления и определяется смачиваемостью твердого каркаса металлическим расплавом. Был проведен эксперимент, в котором давление $q = 0,01$ МПа создавалось только весом пуансона от пресс-формы-реактора, результаты ко-

Таблица 2

Высота ячеек и содержание в них алюминия

q , МПа	Ячейка центральной зоны				Ячейка периферийной зоны			
	h , мм	δ_h , %	$C_{Al}^{теор}$, %	\bar{C}_{Al} , %	h , мм	δ_h , %	$C_{Al}^{теор}$, %	\bar{C}_{Al} , %
22	14,5	3,3	52,2	40,0	14,8	1,3	53,3	36,0
28	14,0	6,7	50,4	44,8	14,3	4,7	51,5	44,6
35	13,5	10,0	48,6	45,4	14,0	6,7	50,4	48,8

торого показали, что глубина пропитки составила меньше 1 мм. Поэтому роль самопроизвольной пропитки пренебрежимо мала, и закономерности пропитки при СВС-прессовании определяются фильтрацией под давлением алюминия в пористый каркас.

При пропитке под давлением фильтрация Al-расплава сопровождается уплотнением пористого СВС-каркаса и уменьшением объема пор. Уплотнение каркаса проявляется в уменьшении размеров СВС-прессованных образцов (см. рис. 1). Причем их радиальные размеры изменяются незначительно, и степень уплотнения можно оценить по изменению высоты образца:

$$\delta_h = [(h_0 - h)/h_0] \cdot 100 \%,$$

где $h_0 = 15$ мм и h — начальная и конечная высоты СВС-прессованного образца.

При условии полного заполнения порового пространства расчетная концентрация алюминия ($C_{Al}^{расч}$) в ячейке единичной толщины и высотой h будет отличаться от теоретической множителем h/h_0 . Результаты вычислений $C_{Al}^{расч}$ в вертикальных ячейках центральной и периферийной зон приведены в табл. 2. Здесь же представлены осредненные экспериментальные значения \bar{C}_{Al} . В центральной зоне рассматривали ячейку при $x = 0$, в периферийной — при $x = 22 \pm 1$ мм после выхода зависимости $C_{Al}(x)$ на стационарное значение.

Согласно данным табл. 2, при СВС-прессовании происходят уменьшение высоты образца и уплотнение пористого каркаса, причем центральная зона уплотняется в большей степени, чем периферийная. Разная уплотняемость обусловлена различной температурой этих зон. При контакте с холодной песчаной оболочкой происходит непрерывное охлаждение образца, вследствие чего температура в центральной зоне выше, чем в периферийной [7]. Под действием давления пропитки горячие объемы уплотняются сильнее, чем относительно холодные,

и содержание алюминия в плотных объемах будет меньше, чем в рыхлых.

Алюмокерамические композиты широко используются в качестве конструкционных материалов, поэтому практический интерес представляет уровень их механических свойств. Дискообразная форма СВС-прессованных образцов не позволяет провести испытания на растяжение, поэтому определяли твердость по Бринеллю (HB) в двух характерных зонах диаметального сечения образца — центральной и периферийной (рис. 5). В последней содержится больше алюминия, и твердость этой зоны меньше, чем центральной.

В периферийной зоне усредненная твердость мало зависит от давления пропитки и составляет $HB = 128 \div 132$ кг/мм². Твердость центральной зоны растет с увеличением давления пропитки: от 140 кг/мм² при $q = 22$ МПа до 150–152 кг/мм² при $q = 28$ и 35 МПа. В целом полученный СВС-прессованный каркасный алюмокомпозит по уровню твердости соответствует промышленным алюминиевым сплавам высокой прочности Al–Zn–Mg–Cu, в частности прессованному сплаву В95 с $HB = 150 \div 160$ кг/мм² [21]. Однако упрочнение за счет каркаса из тугоплавкой МАХ-фазы состава Ti_2AlC с температурой распада около 1500 °С должно обеспечить ему более высокую

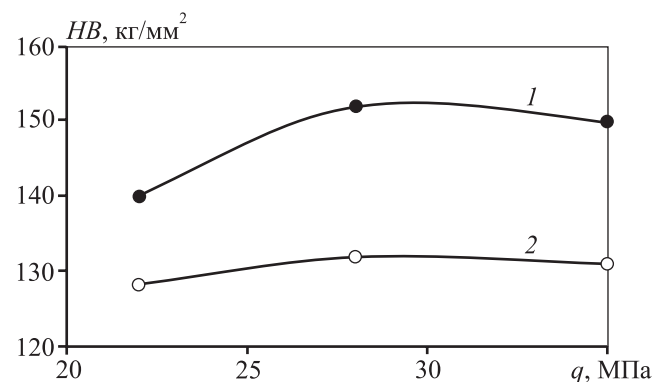


Рис. 5. Зависимости твердости HB в центральной (1) и периферийной (2) зонах от давления прессования

жаропрочность по сравнению с промышленными сплавами.

Кроме того, увеличение твердости, прочности и жаропрочности может быть достигнуто за счет уменьшения остаточной пористости СВС-прессованного композита. Это может быть выполнено путем увеличения смачиваемости каркаса продуктов СВС расплавом алюминия и варьирования параметров СВС-прессования, а также пластического деформирования полученного пористого композита при последующей обработке давлением, что будет являться предметом дальнейших исследований.

Заключение

Таким образом, показано, что метод СВС-прессования может быть применен для получения алюмокерамических композитов с каркасом на основе МАХ-фазы Ti_2AlC . При этом последовательно осуществляются:

— синтез пористого керамического каркаса при сжигании смеси порошков $2Ti + C + 25\% Al$ с добавкой 10 мас.% TiH_2 в качестве порообразователя для получения МАХ-фазы состава Ti_2AlC без приложения давления;

— расплавление теплом химических реакций прилегающих алюминиевых брикетов;

— приложение избыточного давления и пропитка под давлением каркаса расплавом алюминия.

После пропитки и охлаждения композит имеет некоторую остаточную пористость. Кроме того, для него характерно формирование неоднородного распределения алюминия по объему образца, обусловленного неоднородными полями давления и температуры и разной уплотняемостью горячих внутренних и более холодных наружных объемов образца. По уровню твердости СВС-прессованный алюмокерамический каркасный композит соответствует промышленным алюминиевым сплавам высокой прочности системы $Al-Zn-Mg-Cu$.

Для увеличения прочностных характеристик композита необходимо провести исследования по уменьшению его остаточной пористости как за счет улучшения смачиваемости СВС-каркаса Al -расплавом и варьирования параметров процесса СВС-прессования, так и за счет последующей обработки пластическим деформированием.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ регионального конкурса «р_поволжье_а» (проект № 14-08-97066).

Литература

1. Adebisi A.A., Maleque M.A., Rahman M.M. Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis // *Int. J. Autom. and Mech. Eng.* 2011. Vol. 4. P. 471—480.
2. Binner J., Chang H., Higginson R. Processing of ceramic-metal interpenetrating composites // *J. Europ. Ceram. Soc.* 2009. Vol. 29. P. 837—842.
3. Li J., Binner J., Higginson R. Dry sliding wear behavior of co-continuous ceramic foam/aluminum alloy interpenetrating composites produced by pressureless infiltration // *Wear*. 2012. Vol. 276. P. 94—104.
4. Wang H., Wang S., Liu G., Wang Y. $AlSi_{11}/Si_3N_4$ interpenetrating composites. Tribology properties of aluminum matrix composites // *Advan. Mater. Phys. and Chem.* 2012. Vol. 2. No. 4B. P. 130—133.
5. Peng H.X., Fan Z., Evans J.R.G. Bi-continuous metal matrix composites // *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. Vol. 303. P. 37—45.
6. Lan J., Yan-li J., Liang Y., Nan S., You-dong D. Experimental study and numerical analysis on dry friction and wear performance of co-continuous $SiC/Fe-40Cr$ against $SiC/2618 Al$ alloy composites // *Trans. Nonfer. Met. Soc. China*. 2012. Vol. 22. P. 2913—2924.
7. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
8. Barsout M. W. Thermodynamically stable nanolaminates // *Progr. Solid State Chem.* 2000. Vol. 28. P. 201—281.
9. Самсонов Г.В., Борисова А.Л., Жидкова Т.Г. и др. Физико-химические свойства окислов: Справочник. М.: Металлургия, 1978.
10. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения: Справочник. М.: Металлургия, 1976.
11. Wang X.H., Zhou Y.C. Layered machinable and electrically conductive Ti_2AlC and Ti_3AlC_2 ceramics: a review // *J. Mater. Sci. Technol.* 2010. Vol. 26. No. 5. P. 385—416.
12. Wang P., Mei B., Hong X., Zhou W. Synthesis of Ti_2AlC by hot pressing and its mechanical and electrical properties // *Trans. Nonferr. Met. Soc. China*. 2007. Vol. 17. P. 1001—1004.
13. Ge Z., Chena K., Guo J., Zhou H., Ferreira J.M.F. Combustion synthesis of ternary carbide Ti_3AlC_2 in $Ti-Al-C$ system // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2003. Vol. 23. P. 567—574.
14. Левашов Е.А., Погосев Ю.С., Штанский Д.В., Петржик М.И. Самораспространяющийся высокотемпе-

- ратурный синтез керамических материалов на основе $M_{n+1}AX_n$ фаз в системе Ti—Cr—Al—C // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2008. No. 3. С. 34—46.
15. Stolin A.M., Vrel D., Galyshev S.N., Hendaoui A., Bazhin P.M., Sytshev A.E. Hot forging of MAX compounds SHS-produced in the Ti—Al—C system // Int. J. SHS. 2009. Vol. 18. No. 3. P. 194—199.
 16. Meng F., Liang B., Wang M. Investigation of formation mechanism of Ti_3SiC_2 by self-propagating high-temperature synthesis // Int. J. Refr. Met. and Hard Mater. 2013. Vol. 41. P. 152—161.
 17. Thomas T., Bowen C.R. Thermodynamic predictions for the manufacture of Ti_2AlC MAX-phase ceramic by combustion synthesis // J. Alloys and Comp. 2014. Vol. 602. P. 72—77.
 18. Федотов А.Ф., Амосов А.П., Латухин Е.И., Ермошкин А.А., Давыдов Д.М. Влияние газифицирующих добавок на фазовый состав продуктов горения при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе MAX-фаз в системе Ti—C—Al // Изв. Самар. НЦ РАН. 2014. Т. 16. No. 6. С. 50—55.
 19. Spencer C.B. Fiber-Reinforced Ti_3SiC_2 and Ti_2AlC MAX Phase Composites // A Thesis of Master of Science in Materials Science and Engineering. Drexel University, 2010.
 20. Ермошкин А.А. СВС-прессование многокомпонентных катодов на основе систем Ti—C—Al и Ti—C—Al—Si для нанесения вакуумно-дуговых покрытий: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Самара: СамГТУ, 2012.
 21. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник / Под ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1984.
 22. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986.
 - etrating composites produced by pressureless infiltration. *Wear*. 2012. Vol. 276. P. 94—104.
 4. Wang H., Wang S., Liu G., Wang Y. $AlSi_{11}/Si_3N_4$ interpenetrating composites. Tribology properties of aluminum matrix composites. *Advan. Mater. Phys. and Chem*. 2012. Vol. 2. No. 4B. P. 130—133.
 5. Peng H.X., Fan Z., Evans J.R.G. Bi-continuous metal matrix composites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. Vol. 303. P. 37—45.
 6. Lan J., Yan-li J., Liang Y., Nan S., You-dong D. Experimental study and numerical analysis on dry friction and wear performance of co-continuous SiC/Fe—40Cr against SiC/2618 Al alloy composites. *Trans. Nonfer. Met. Soc. China*. 2012. Vol. 22. P. 2913—2924.
 7. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov. A.G. Poroshkovaya tekhnologiya samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza materialov [Powder Technology of Self-propagating High-temperature Synthesis of Materials]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2007.
 8. Barsoum M. W. Thermodynamically stable nanolaminates. *Progr. Solid State Chem*. 2000. Vol. 28. P. 201—281.
 9. Samsonov G.V., Borisova A.L., Zhidkova T.G. et al. Физико-химические свойства окислов: Справочник [Physical and chemical properties of oxides: reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1978.
 10. Samsonov G.V., Vinnitsky I.M. Tugoplavkie soedineniya: Справочник [Refractory compounds: Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1976.
 11. Wang X.H., Zhou Y.C. Layered machinable and electrically conductive Ti_2AlC and Ti_3AlC_2 ceramics: a review. *J. Mater. Sci. Technol*. 2010. Vol. 26. No. 5. P. 385—416.
 12. Wang P., Mei B., Hong X., Zhou W. Synthesis of Ti_2AlC by hot pressing and its mechanical and electrical properties. *Trans. Nonfer. Met. Soc. China*. 2007. Vol. 17. P. 1001—1004.
 13. Ge Z., Chena K., Guo J., Zhou H., Ferreira J.M.F. Combustion synthesis of ternary carbide Ti_3AlC_2 in Ti—Al—C system. *J. Eur. Ceram. Soc*. 2003. Vol. 23. P. 567—574.
 14. Levashov E.A., Pogozev Yu.S., Shtansky D.V., Petrzhik M.I. Samorasprostranyayushchiysya vysokotemperaturny sintez keramicheskikh materialov na osnove $M_{n+1}AX_n$ faz v sisteme Ti—Cr—Al—C [Self-propagating high-temperature synthesis of ceramics on the base of $M_{n+1}AX_n$ phases in the system of Ti—Cr—Al—C]. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2008. No. 3. P. 34—46.
 15. Stolin A.M., Vrel D., Galyshev S.N., Hendaoui A., Bazhin P.M., Sytshev A.E. Hot forging of MAX compounds SHS-pro-

References

- duced in the Ti—Al—C system. *Int. J. SHS*. 2009. Vol. 18. No. 3. P. 194—199.
16. Meng F., Liang B., Wang M. Investigation of formation mechanism of Ti_3SiC_2 by self-propagating high-temperature synthesis. *Int. J. Refr. Met. and Hard Mater.* 2013. Vol. 41. P. 152—161.
17. Thomas T., Bowen C.R. Thermodynamic predictions for the manufacture of Ti_2AlC MAX-phase ceramic by combustion synthesis. *J. Alloys and Comp.* 2014. Vol. 602. P. 72—77.
18. Fedotov A.F., Amosov A.P., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A., Davydov D.M. Vliyanie gazifitsiruyushchikh dobavok na fazovyy sostav produktov goreniya pri samorasprostranyayushchemsya vysokotemperaturnom sinteze MAX-faz v sisteme Ti—C—Al [The influence of gasifying additives on phase composition of combustion products at self-propagating high-temperature synthesis of MAX-phases in Ti—C—Al system]. *Izv. Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2014. Vol. 16. No. 6. P. 50—55.
19. Spencer C.B. Fiber-Reinforced Ti_3SiC_2 and Ti_2AlC MAX Phase Composites. In: *A Thesis of Master of Science in Materials Science and Engineering*. Drexel University, 2010.
20. Ermoshkin A.A. SVS-pressovanie mnogokomponentnykh katodov na osnove system Ti—C—Al i Ti—C—Al—Si dlya naneseniya vakuumno-dugovykh pokryty [SHS-compaction of multicomponent cathodes of the Ti—C—Al and Ti—C—Al—Si systems for vacuum-arc coatings]: Selfsummary of PhD thesis. Samara: SamSTU, 2012.
21. Promyshlennyye alyuminievye splavy: Spravochnik [Industrial aluminum alloys: Reference book]. Eds. F.I. Kvasov, I.N. Fridlyander. Moscow: Metallurgiya, 1984.
22. Tuchinsky L.I. Kompozitsionnye materialy, poluchaemye metodom propitki [Composites made by infiltration method]. Moscow: Metallurgiya, 1986.