



УДК 666.798

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-5-14>

Научная статья

Research article



Исследование влияния количества титана в расплаве меди на структуру полученного СВС-инфильтрацией композита TiC–C–Cu(Ti)

Э. Р. Умеров, Е. И. Латухин, Л. А. Кондратьева , А. С. КургузоваСамарский государственный технический университет
Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244 schiglou@yandex.ru

Аннотация. Приведены результаты исследований по получению композитов с медной матрицей, армированных зернами TiC и содержащими частицы графита, в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) карбида титана с последующей инфильтрацией расплава Cu–Ti в горячий каркас TiC–графит. Образцы изготавливали прессованием порошковых смесей в виде двухслойного цилиндрического брикета: верхний слой – Cu + Ti, нижний – (Ti + C) + графит. При нагревании реакция горения инициировалась в нижнем слое образца, где происходили образование пористого карбида титана и последующая его инфильтрация медно-титановым расплавом из верхнего слоя. В результате СВС-инфильтрации были получены композиты TiC–C–Cu(Ti). С помощью методов электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии установлено, что изменение содержания Ti в Cu-расплаве влияет на структуру композита, вызывая неоднородность состава металлической матрицы и изменение морфологии частиц TiC. Карбид титана формировался в виде многогранных частиц, что указывает на его нестехиометрический состав ($Ti:C \approx 1:0,7 \div 1:0,4$) вследствие взаимодействия Ti, растворенного в расплаве, с ранее образовавшимся карбидом титана. Кроме того, медно-титановый расплав реагировал с частицами графита, образуя слой частиц карбида титана на межфазной границе. Таким образом, благодаря присутствию титана в меди химическое взаимодействие медного расплава с TiC–C-каркасом, обеспечивало хорошее смачивание и самопроизвольную инфильтрацию расплава Cu–Ti в СВС-каркас TiC–C. Твердость медно-титановой матрицы достигала 55,1 HRC, что обусловлено упрочнением за счет растворения титана в меди.

Ключевые слова: карбид титана, медь, графит, интерметаллид, медно-титановый расплав, инфильтрация, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), композит

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10187.

Для цитирования: Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Кондратьева Л.А., Кургузова А.С. Исследование влияния количества титана в расплаве меди на структуру полученного СВС-инфильтрацией композита TiC–C–Cu(Ti). *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2026;20(1):5–14. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-5-14>

Influence of titanium content in a copper melt on the structure of a TiC–C–Cu(Ti) composite produced by SHS infiltration

E. R. Umerov, E. I. Latukhin, L. A. Kondratieva , A. S. KurguzovaSamara State Technical University
244 Molodogvardeyskaya Str., Samara 443100, Russia schiglou@yandex.ru

Abstract. Copper-matrix composites reinforced with TiC grains and containing graphite particles were fabricated by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of titanium carbide followed by infiltration of a Cu–Ti melt into a hot TiC–graphite skeleton. The samples were produced by pressing powder mixtures into bilayer cylindrical compacts: the upper layer consisted

of Cu + Ti, while the lower layer contained (Ti + C) + graphite. During heating, combustion was initiated in the lower layer, resulting in the formation of porous titanium carbide and its subsequent infiltration by the Cu–Ti melt from the upper layer. As a result of SHS infiltration, TiC–C–Cu(Ti) composites were obtained. Scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) revealed that variation in the Ti content of the Cu melt significantly affect the composite structure, leading to heterogeneity of the metallic matrix composition and changes in the morphology of TiC particles. Titanium carbide formed as polyhedral particles, indicating its non-stoichiometric composition (Ti:C \approx 1:0.7÷1:0.4) as a result of the interaction between titanium dissolved in the melt and previously formed TiC. In addition, the Cu–Ti melt reacted with graphite particles, forming a layer of TiC at the interface. The presence of titanium in copper therefore promotes chemical interaction between the copper melt and the TiC–C skeleton, ensuring good wetting and spontaneous infiltration of the Cu–Ti melt into the SHS-derived TiC–C skeleton. The Cu–Ti matrix exhibited a hardness of up to 55.1 HRC, which is attributed to solid-solution strengthening by titanium dissolved in copper.

Keywords: titanium carbide, copper, graphite, intermetallic compounds, copper-titanium melt, infiltration, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), composite

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-79-10187.

For citation: Umerov E.R., Latukhin E.I., Kondratieva L.A., Kurguzova A.S. Influence of titanium content in a copper melt on the structure of a TiC–C–Cu(Ti) composite produced by SHS infiltration. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(1): 5–14. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-5-14>

Введение

Композиты с металлической матрицей представляют собой материалы, в которых металл или сплав используется в качестве матрицы, а твердые частицы – в качестве упрочняющих фаз. В этих композитах хорошо сочетаются высокие электро- и теплопроводность металлической фазы, а также термостойкость, износостойкость и прочность упрочняющей фазы. Металломатричные композиты обладают относительной изотропией структуры и свойств по сравнению со слоистыми или волокнистыми аналогами, что упрощает их механическую обработку [1].

Среди металлов медь отличается превосходными электро- и теплопроводностью, коррозионной стойкостью и другими технологическими свойствами, что широко используется в электротехнике, электронике, машиностроении, автомобилестроении и других областях промышленности. Однако из-за относительно низкого предела текучести медь легко деформируется при высоких температурах и имеет низкую износостойкость, что ограничивает области ее применения [2]. Оптимальным способом улучшения механических свойств и повышения износостойкости меди является добавление к ней химически стабильных твердых керамических частиц. Среди возможных армирующих материалов используется карбид титана (TiC), обладающий высокими твердостью ($HV = 28\div 35$ ГПа), модулем упругости (410–510 ГПа), коррозионной стойкостью, температурой плавления ($t_{пл} = 3067$ °C) и электропроводностью, близкой к металлической ($\sigma_{RT} = 53\div 68$ мкОм $^{-1}$ ·см) [3].

Композиты с металлической матрицей в основном получают методами порошковой металлургии [4–6] и литьем [7] *ex situ* при смешивании с керамическими частицами. Однако при использовании этих технологий возникают некоторые проблемы, такие

как агломерация армирующих частиц, а также неоднородная микроструктура продуктов и риск разрушения керамических частиц. Методы реакционного синтеза *in situ* керамических частиц в металлическом расплаве разрабатывались с конца 1980-х годов [8] и по сравнению с традиционными процессами *ex situ* получения композитов с металлической матрицей они обладают существенными преимуществами: образующиеся керамические частицы не загрязняют окружающую среду, упрочняющая фаза хорошо смачивается металлической матрицей [9; 10]. Упрочняющие частицы, формирующиеся в металлической матрице в результате химических реакций, термодинамически стабильны и проявляют хорошие механические свойства. Метод *in situ* реакционного синтеза не требует предварительного синтеза упрочняющей фазы, что значительно снижает производственные затраты и упрощает производственный процесс [11].

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) также относится к *in situ* реакционному методу [12; 13], и для его осуществления в виде стабильной и непрерывной экзотермической реакции требуется равномерное перемешивание всех исходных реагентов [14], в качестве которых используются мелкодисперсные порошки. При этом продукты, полученные методом СВС, как правило, представляют собой твердые пористые материалы с большой долей открытых пор [15]. Высокие температура продукта реакции сразу после СВС и его пористость позволяют проводить инфильтрацию расплавов металла, если в данной системе металл/СВС-продукт имеется хорошее смачивание, которое часто обеспечивается химической реакцией между расплавом металла и СВС-продуктом. В этом случае самопроизвольную инфильтрацию называют «реакционной».

Недавно был предложен способ СВС-инфильтрации, в котором процесс синтеза тугоплавкого керамического каркаса протекает отдельно, непосред-

венно перед заполнением пористого каркаса расплавом металла [16]. При этом СВС-реакция образования керамического материала протекает в атмосфере воздуха в течение нескольких секунд и приводит к получению каркаса TiC с очень высокой температурой (до 2800 °С), что обеспечивает его хорошее смачивание расплавами ряда металлов. В результате процесс инфильтрации расплава металла в пористый СВС-каркас происходит в самопроизвольном режиме за счет действия капиллярных сил смачивания. Данный способ позволяет получать керамику-металлические композиты с металлической матрицей в относительно простом и энергосберегающем режиме [17; 18].

В материал с металлической матрицей также можно ввести вторую упрочняющую фазу для придания ему желаемых свойств, что приведет к получению гибридных композитов [19]. Добавка графита в композит с металлической матрицей позволит улучшить его трибологические свойства. Благодаря своей слоистой структуре и проявлению из-за этого самосмазывающих свойств, свободный графит в структуре композита приводит к снижению коэффициента трения и созданию гибридных композиционных материалов с более высокой износостойкостью [20]. Частицы графита также позволяют улучшить теплофизические и электрические свойства материалов, которые применяются в высокопроизводительных устройствах, подверженных износу или требующих высоких значений теплопроводности или теплоотвода [21]. Однако TiC и в большей степени графит обладают высокой химической стойкостью и не смачиваются расплавом меди. Для повышения его реакционной способности с частицами TiC и графита можно ввести добавки, активно взаимодействующие с ними в режиме *in situ*. В качестве такой добавки к меди, обеспечивающей смачивание, предлагается рассмотреть титан.

В данной работе представлен новый способ получения композитов с металлической матрицей на основе меди, армированных зернами TiC и частицами графита, путем самопроизвольной реакционной инфильтрации расплава Cu–Ti в пористый продукт из карбида титана, полученный методом СВС, и исследовано влияние количества Ti в Cu-расплаве на структурные характеристики композита TiC–C_r–Cu(Ti), полученного сочетанием методов инфильтрации и СВС.

Материалы и методика исследований

Для синтеза композиции TiC–C_r–Cu были использованы следующие порошковые компоненты: титан марки ТПП-7 (чистота – 98,0 %, размер частиц $d \sim 300$ мкм); графит С2 (98,0 %, $d \sim 15$ мкм) и медь М1 (99,9 %, $d \sim 55$ мкм). В качестве дополнительно

вводимой углеродной добавки (C_r) в исходную шихту Ti + C (титан–графит С2) был замешан графит марки ГМЗ (чистота – 99,0 %, исходный размер частиц $\sim 2\div 4$ мм, размер дополнительно измельченных частиц – $0,1\div 1,0$ мм).

Все исходные компоненты в экспериментальном образце распределялись согласно рецептуре. Процесс его получения состоял из нескольких этапов.

1. Приготовление шихты Ti + C (масса 5 г): взвешенные порошки Ti и C по отдельности ссыпали в фарфоровую ступку и перемешивали до однородного состава смеси.

2. Получение шихты Ti + C с добавкой графита C_r (6 г): в уже приготовленную смесь Ti + C добавляли 1 г порошка графита C_r марки ГМЗ, и все компоненты перемешивали до однородного состава смеси.

3. Приготовление шихты Cu + Ti (15 г): по отдельности взвешенные порошки Cu и Ti ссыпали в фарфоровую ступку и перемешивали до получения однородной смеси.

4. Порошковую смесь Cu + Ti прессовали в пресс-форме диаметром 23 мм под давлением 65 МПа, и полученный брикет состава Cu–Ti, не вынимая из пресс-формы, сверху засыпали порошковой смесью (Ti + C) + C_r, после чего все вместе было снова спрессовано под давлением 20 МПа.

Таким образом, из пресс-формы был извлечен спрессованный образец-брикет, состоящий из 2 слоев: верхний – Cu + Ti, нижний – (Ti + C) + C_r.

Для обеспечения структурной целостности двухслойный образец заворачивали в алюминиевую фольгу, которая в ходе синтеза плавилась, не влияя на процесс и характеристики получаемого продукта. Небольшие следы присутствия алюминия в структуре полученного композита обнаруживались только в его поверхностных слоях.

Для уменьшения теплотерь и окисления титана и углерода кислородом воздуха синтез проводили в разогретой до 900 °С графитовой засыпке. Образец в печи быстро (2–3 мин) нагревался до температуры самовоспламенения смеси Ti + C, что вызывало быстрый нагрев и плавление смеси Ti + Cu с последующей инфильтрацией полученного расплава Ti–Cu в горячий твердый пористый зернистый продукт TiC–C_r. Проникновение жидкого расплава Ti–Cu происходило под действием капиллярных сил в пористый сформированный из спеченных зерен TiC материал. При этом заполнение пор расплавленным металлом сопровождалось химическим взаимодействием медно-титанового расплава с непрореагировавшими или только частично прореагировавшими частицами TiC и графита (реакционная инфильтрация). Схема получения композита TiC–C_r–Cu(Ti) сочетанием методов СВС и инфильтрации расплава в электрической печи представлена на рис. 1.

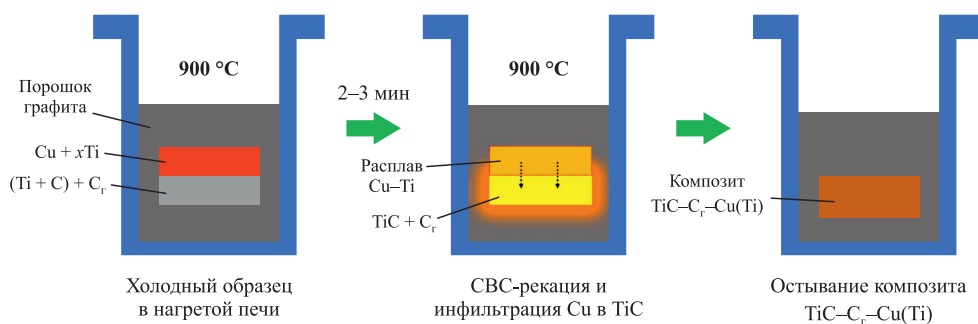


Рис. 1. Схема получения композита $TiC-Cr-Cu(Ti)$ в электрической печи сочетанием методов СВС и инфильтрации расплава

Fig. 1. Schematic illustration of the fabrication of a $TiC-Cr-Cu(Ti)$ composite in an electric furnace by SHS followed by melt infiltration

Изучение микроструктуры и локального элементного состава полученных композитов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа TescanVega3 (TESCAN, Чехия) с приставкой локального микрорентгеноспектрального анализа X-act. Исследование элементного состава и структурных составляющих образцов композитов осуществляли на шлифах-срезах в их центральной части. Твердость определяли по методу Роквелла (HRC) алмазной пирамидкой.

Результаты и их обсуждение

В ходе реакции СВС образуется пористый карбид титана, нагретый до температуры более $2800\text{ }^{\circ}\text{C}$, в который проникает медно-титановый расплав под

действием капиллярных сил, образуя после охлаждения и затвердевания композит с медно-титановой матрицей.

На рис. 2 представлена микроструктура композитов, полученных из образцов 1 $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 20\% Ti)$ и 2 $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 30\% Ti)$ (мас. %) методом СВС-инфильтрации.

Микроструктура композитов, синтезированных из исходных смесей составов 1 и 2 (рис. 2), отличающихся друг от друга лишь только разным исходным количеством титана в расплаве меди (20 и 30 % соответственно), представляет собой 3 различных по цвету и форме области (структурные составляющие). Первая область светло-серого цвета имеет сплошной характер в виде матрицы $Cu-Ti$, в которой распределены две другие структурные составляющие. Вторая

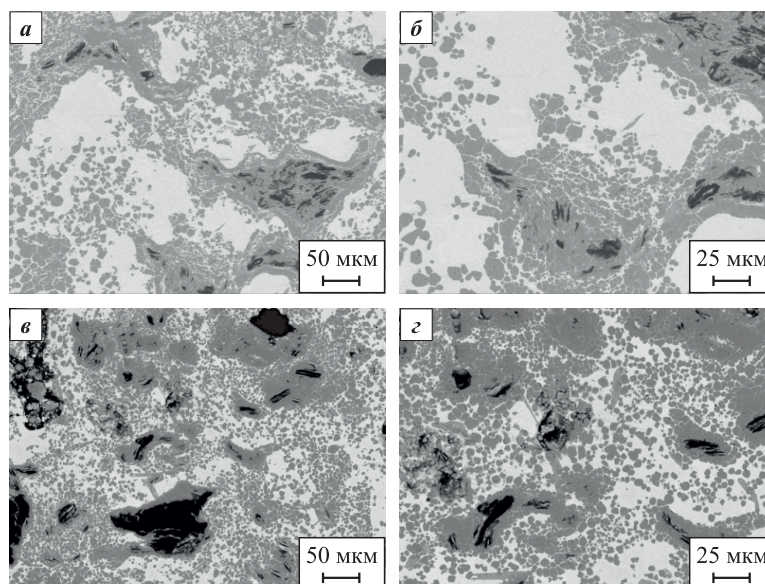


Рис. 2. Микроструктура композитов, полученных СВС-инфильтрацией из образца 1 состава $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 20\% Ti)$ (а, б) и 2 $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 30\% Ti)$ (в, г)

Fig. 2. Microstructures of composites obtained by SHS infiltration from Sample 1 $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 20\% Ti)$ (a, б) and Sample 2 $((Ti + C) + Cr) + (Cu + 30\% Ti)$ (в, г)

область распределена в виде отдельных частиц TiC и их скоплений темно-серого цвета. Наблюдается повышенная плотность скоплений частиц TiC вокруг третьей структурной составляющей черного цвета – частиц графита. Важно отметить, что они практически не контактируют с матрицей Cu–Ti, так как их надежно отделяет слой из плотно расположенных частиц TiC в виде защитной «корки» толщиной ~ 10–50 мкм. Есть некоторые отличия в образцах 1 и 2. На рис. 2, а и б видно, что области с зернами графита сменяются участками, обогащенными расплавом меди, в которых визуальнo не наблюдаются частицы карбида титана и углерода. Это позволяет предположить получение не только расплава меди с растворенными в ней Ti и C, но и интерметаллидов TiCu разного состава. В образце с 30 % Ti видны области медно-титановой матрицы, но в них, в отличие от микроструктуры композита с 20 % Ti, присутствуют зерна TiC. Они распределены хаотично и имеют не только разные размеры, но и морфологию. Из литературных источников [22] известно, что морфология частиц карбида титана может зависеть от его стехиометрического состава.

Во всех полученных композитах зерна TiC имеют многогранную форму частиц. При этом их размер никак не влияет на их морфологию. В микроструктуре можно увидеть как большие, так и маленькие многогранные частицы, как граничащие друг с другом, так и обособленно находящиеся в области медно-титанового расплава. Такая многогранная форма частиц карбида титана говорит о его нестехиометрическом составе. Данный факт подтверждается еще и тем, что в растворе меди содержится значительное количество титана, не вступившего в реакцию с углеродом, но принимавшего участие в дальнейшей карбидизации титана, делая его нестехиометрическим. Титан в расплаве меди играет положительную роль как элемент, повышающий реакционную способность между медью и углеродом, приводя к появлению слоя из TiC вокруг частиц графита, что обеспечивает лучшее смачивание [23].

В случае взаимодействия медно-титанового расплава с TiC, образовавшимся в результате СВС, также наблюдается снижение стехиометрии $TiC \rightarrow TiC_x$. При этом чем меньше доля углерода в TiC_x , тем он лучше смачивается медно-титановым расплавом и даже чистой медью. Например, согласно данным работы [23], если соотношение Ti/C в карбиде превышает 0,8, наблюдается сеть крупных агломерированных и плохо смоченных частиц карбида титана, но если оно меньше 0,6, получается равномерное распределение более мелких изолированных частиц в медном расплаве.

Также в композите с 20 % Ti наблюдаются скопления мелких (до 5 мкм) изолированных частиц TiC,

разделенных по границам зерен лишь минимальным количеством медно-титановой фазы. В композите, полученном из образца 2 (рис. 2, в и г), плотных скоплений мелких частиц карбида титана в структуре значительно меньше. Более крупные (>5 мкм) из них распределены в медно-титановой матрице в большей степени разрозненно, на некотором расстоянии друг от друга. Однако места скопления частиц карбида титана также присутствуют, и расположены они на границе двух фаз графит/медно-титановый расплав.

В целом можно утверждать, что в композите, синтезированном из образца 2 с 30 %-ным содержанием Ti в Cu, образуется гораздо большее количество частиц TiC, чем в полученном из образца 1. Расходование титана из меди на реагирование с TiC и C снижает вероятность получения интерметаллидов TiCu в медной матрице, что может повысить электропроводность всего композита, обеспечив хорошую адгезию между медной матрицей и частицами TiC и графита.

На картах распределения элементов (рис. 3 и 4) светло-серые области в структуре композита идентифицируются как медь с растворенными в ней частицами титана и незначительного количества углерода, а темно-серые участки представляют собой частицы карбида титана, распределенные в структуре композита и имеющие разные размеры и морфологию. Наибольшая концентрация зерен TiC приходится на близлежащие области вокруг не полностью прореагировавшего графита, который на микроструктуре выглядит в виде черных областей преимущественно слоистой структуры, что позволяет идентифицировать их как частицы графита.

Образовавшийся вокруг графита плотный слой карбида титана, вероятно, был препятствием для дальнейшего взаимодействия частиц углерода с титаном, и поэтому наиболее крупные (>100 мкм) его частицы (ГМЗ), добавленные дополнительно в исходную шихту Ti + C, не успевали полностью прореагировать с титаном до образования TiC.

Для оценки фазового состава конечного продукта был проведен элементный химический анализ в нескольких точках, соответствующих разным структурным элементам (рис. 5). Из результатов исследования продукта, полученного из образца 1 (см. таблицу), видно, что структурный элемент, отмеченный цифрой 1 на рис. 5, а, состоит из Ti (63,57 ат. %) и C (35,70 ат. %), что позволяет идентифицировать частицы серого цвета многогранной формы как карбид титана, разная морфология которых говорит о разном соотношении Ti/C в карбиде и, следовательно, о разной степени стехиометричности.

Структура, отмеченная цифрой 2 (см. рис. 5, а), представляет собой расплав меди (80,15 ат. %)

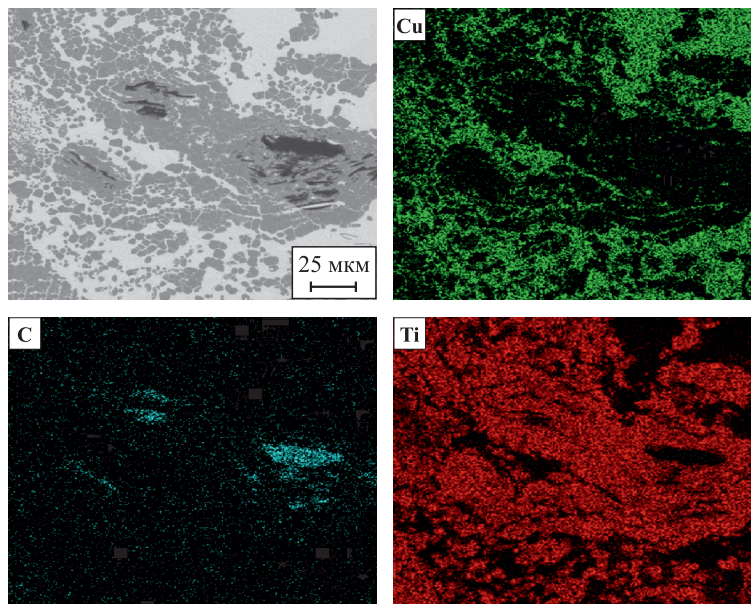


Рис. 3. Карта распределения элементов в микроструктуре композита, полученного из образца 1 состава $((\text{Ti} + \text{C}) + \text{C}_r) + (\text{Cu} + 20\% \text{Ti})$

Fig. 3. Elemental distribution map of the composite microstructure obtained from Sample 1 $((\text{Ti} + \text{C}) + \text{C}_g) + (\text{Cu} + 20\% \text{Ti})$

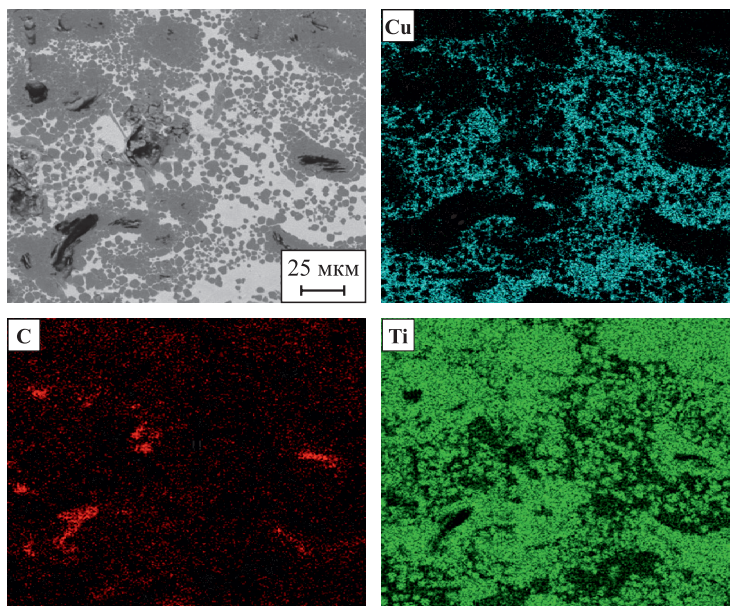


Рис. 4. Карта распределения элементов в микроструктуре композита, полученного из образца 2 $((\text{Ti} + \text{C}) + \text{C}_r) + (\text{Cu} + 30\% \text{Ti})$

Fig. 4. Elemental distribution map of the composite microstructure obtained from Sample 2 $((\text{Ti} + \text{C}) + \text{C}_g) + (\text{Cu} + 30\% \text{Ti})$

с небольшим количеством включений титана (8,44 ат. %) и углерода (11,41 ат. %), что свидетельствует о получении в конечном продукте твердого раствора меди с растворенными в нем элементами Ti и C.

Результаты элементного состава в точке 3 (см. рис. 5, а) указали на то, что черные облас-

ти в микроструктуре продукта, полученного из образца 1, состоят из углерода (графита) (99,22 ат. %) и очень малого количества карбида титана (0,78 ат. %).

На рис. 5, б (т. 4) области, соответствующие медно-титановой матрице композита, синтезированного из образца 2, состоят из меди (62,10 ат. %), титана (22,52 ат. %) и углерода (15,37 ат. %). Область

Результаты определения элементного химического состава структурных компонентов в точках 1–5 (см. рис. 5) композитов, полученных СВС-инфильтрацией из образцов составов 1 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 20 % Ti) и 2 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 30 % Ti)

Elemental composition of structural components at points 1–5 (see Fig. 5) in composites obtained by SHS infiltration from Sample 1 ((Ti+C) + C_g) + (Cu + 20 % Ti) and Sample 2 ((Ti + C) + C_g) + (Cu + 30% Ti)

Элемент	Содержание в точке, ат. %				
	1	2	3	4	5
Ti	63,57	8,44	0,78	22,52	54,69
C	35,70	11,41	99,22	15,37	44,74
Cu	0,73	80,15	–	62,10	–
Фазовый состав микроструктуры	Частицы TiC	Твердый раствор Cu с включениями Ti и C	Пластины графита	Интерметаллид TiCu	Частицы TiC

скопления зерен темно-серого цвета, отмеченная цифрой 5, согласно результатам элементного анализа (см. таблицу) представляет собой карбид титана со следующим соотношением компонентов: 55,69 ат. % Ti и 44,74 ат. % C.

Состав светло-серой области на микроструктуре синтезированных композитов не однороден (рис. 6). На микрофотографии структуры (в области медно-титанового расплава) можно различить расположенные в хаотическом порядке, но при этом чередую-

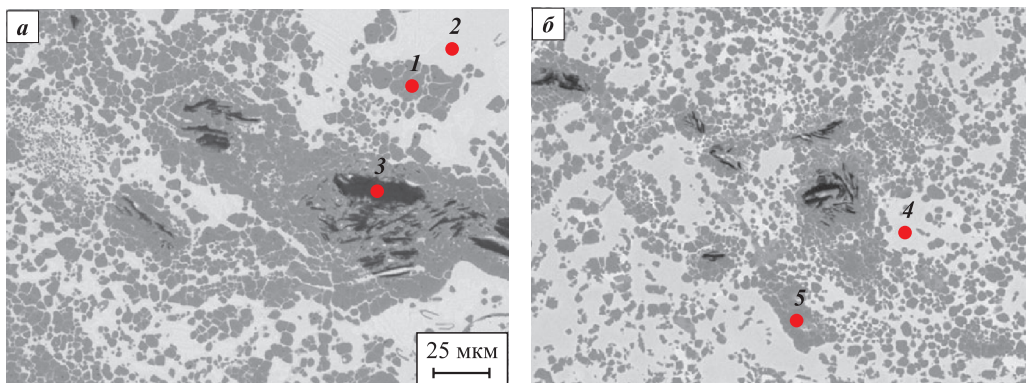


Рис. 5. Микроструктура композитов, полученных СВС-инфильтрацией из образцов 1 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 20 % Ti) (а) и 2 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 30 % Ti) (б), с обозначением точек, в которых проводилось определение элементного состава

Fig. 5. Microstructures of composites obtained by SHS infiltration from Sample 1 ((Ti + C) + C_g) + (Cu + 20 % Ti) (a) and Sample 2 ((Ti + C) + C_g) + (Cu + 30 % Ti) (b). Points indicate locations of elemental analysis

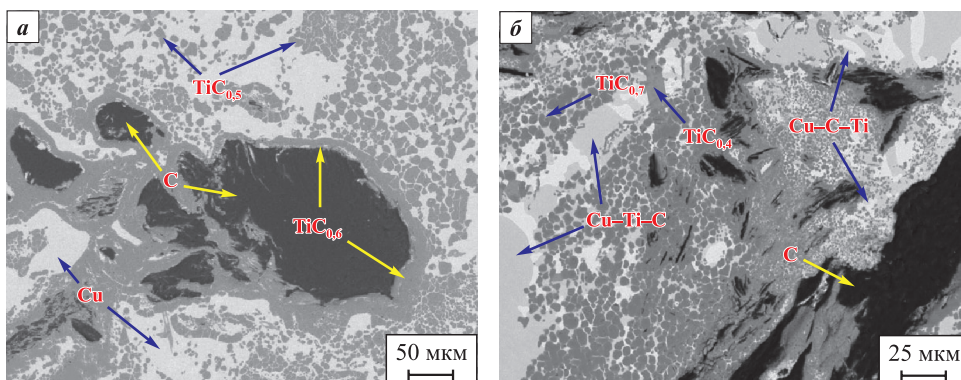


Рис. 6. Микроструктуры композитов TiC–C–Cu, полученных из образцов 1 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 20 % Ti) (а) и 2 ((Ti + C) + C_r) + (Cu + 30 % Ti) (б)

Fig. 6. Microstructures of TiC–C–Cu composites obtained from Samples 1 ((Ti + C) + C_g) + (Cu + 20 % Ti) and Samples 2 ((Ti + C) + C_g) + (Cu + 30 % Ti) (b)

щиеся одна с другой, области разного оттенка светло-серого цвета. Данное наблюдение указывает на то, что химический состав медно-титанового расплава не постоянен в разных точках не только образца, но и в пределах какой-то ограниченной области, где происходило исследование микроструктуры. Из-за разного состава медно-титанового расплава на рис. 6 он был обозначен по-разному: Cu – очень маленькое количество титана в расплаве меди; Cu–Ti–C – расплав меди, в котором растворено больше титана, чем углерода, или получаются интерметаллиды TiCu; Cu–C–Ti – расплав меди, в котором растворено больше углерода, чем титана (см. таблицу).

Исследования по определению твердости полученных композитов проводили на каждом экспериментальном образце в 5 разных точках. Оценивали твердость только металлической матрицы композита, так как она содержала различное количество остаточного титана.

Известно, что из-за высокой объемной доли TiC и его более высокого модуля упругости, чем у медной фазы, большая часть нагрузки в композитах TiC–Cu при приложении внешней нагрузки приходится на зерна карбида титана. Кроме того, общая твердость композитов, содержащих легирующие элементы в металлической матрице, выше, чем у аналогов, связующей фазой в которых выступает чистая медь. Поэтому более высокие значения твердости в композитах с медно-титановой матрицей связаны с эффектом ее упрочнения растворенными веществами легирующих элементов, в нашем случае – титаном.

Средние значения твердости матричной области в композитах, полученных из образцов 1 и 2 составляют 47,4 и 55,1 HRC соответственно. Стоит отметить, что твердость матрицы Cu–Ti в композитном образце 2 соизмерима с таковой у инструментальной стали У7 после закалки и низкого отпуска (48–65 HRC). Эти данные подтверждаются результатами элементного анализа (см. таблицу): матрица композита, полученного из образца 1, состояла из твердого расплава Cu (80,15 ат. %) с включениями титана (8,44 ат. %), а матрица композита из образца 2 – из твердого расплава Cu (62,10 ат. %) с большим количеством титана (22,52 ат. %), часть которого могла быть в виде интерметаллида TiCu. Углерод, зафиксированный в матрице, присутствовал во всех исследуемых образцах вне зависимости от их химического состава. Он мог попасть в медную матрицу в процессе шлифования образцов композита.

Заключение

Таким образом, на основании результатов элементного анализа микроструктур синтезированных СВС-инфильтрацией композитов можно утверждать,

что полученный материал TiC–C_r–Cu(Ti), вне зависимости от исходного количества Ti (20 % либо 30 %) в расплаве Cu, состоит из металлической матрицы переменного медно-титанового состава и упрочняющих элементов, представляющих собой частицы нестехиометрического карбида титана с соотношением Ti:C от 1:0,7 до 1:0,4. Кроме этого, в составе композитов присутствуют частицы графита, который в виде пластинчатых включений равномерно распределен по всему объему получившегося продукта.

Добавление 20–30 % титана к меди способствует протеканию межфазной реакции между расплавом меди и горячим твердым зернистым СВС-продуктом TiC–C_r, придавая самопроизвольной инфильтрации реакционный характер. Растворенный в меди титан частично расходуется на межфазную реакцию Cu–Ti/TiC и Cu–Ti/C, в которой основным продуктом является нестехиометрический TiC_x, обеспечивающий хорошее смачивание.

Результаты измерения твердости медно-титановой матрицы в композитах TiC–C_r–Cu(Ti) показали, что она возрастает с увеличением содержания титана. Среднее ее значение в композите, полученном из образца TiC–C_r–Cu(30 % Ti), составило 55,1 HRC.

В дальнейших исследованиях механических свойств получившихся продуктов планируется установить влияние частиц графита, не до конца прореагировавших в процессе СВС-инфильтрации, на трибологические свойства синтезированных композитов.

Список литературы / References

1. Liang Y.H., Wang H.Y., Yang Y.F., Wang Y.Y., Jiang Q.C. Evolution process of the synthesis of TiC in the Cu–Ti–C system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008;452(2):298–303. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.11.024>
2. Haimin D., Qing L., Xianlong W., Xiaoliang F., Matthew K., Nicolas G., Chong L. Effects of boron addition on the microstructure and properties of in situ synthesis TiC reinforced Cu–Ti–C composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;766:66–73. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.327>
3. Rambo C.R., Travitzky N., Zimmermann K., Greil P. Synthesis of TiC/Ti–Cu composites by pressureless reactive infiltration of TiCu alloy into carbon preforms fabricated by 3D-printing. *Materials Letters*. 2005;59(8-9):1028–1031. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2004.11.051>
4. Zhang R., He X.B., Liu Q., Qu X.H. Improvement in mechanical and thermal properties of graphite flake/Cu composites by introducing TiC coating on graphite flake surface. *Metals*. 2019;9(5):519–536. <https://doi.org/10.3390/met9050519>
5. Rao P.P., Kumar J.P., Rahul R. Production of copper metal matrix composite through powder metallurgy route. *International Journal of Engineering Sciences Technology and Research*. 2017;4(12):855–864.


6. Akhtar F., Askari S.J., Shah K.A., Du X.L., Guo S.J. Microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and wear behavior of high volume TiC reinforced Cu-matrix composites. *Materials Characterization*. 2009; 60(4):327–336.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.09.014>
7. Rathod S., Modi O.P., Prasad B.K., Chrysanthou A., Vallauri D., Deshmukhd V.P., Shah A.K. Cast *in situ* Cu–TiC composites: synthesis by SHS route and characterization. *Materials Science and Engineering: A*. 2009; 502(1-2):91–98.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.002>
8. Tjong S.C., Ma Z.Y. Microstructural and mechanical characteristics of *in situ* metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;29(3):49–113.
[https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(00\)00024-3](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(00)00024-3)
9. Mao W.J., Yamaki T., Miyoushi N., Shnozaki N., Ozawa T. Wettability of Cu-Ti alloys on graphite in different placement states of copper and titanium at 1373 K (1100 °C). *Metallurgical and Materials Transactions*. 2015;46(5):2262–2272.
<https://doi.org/10.1007/s11661-015-2803-x>
10. Frage N., Froumin N., Aizenshtein M., Kutsenko L., Fuks D., Dariel M.P. Reactive wetting in titanium carbide/non-reactive metal systems. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2005;9(4-5):189–195.
<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2006.02.008>
11. Lei G., Yang Y., Xiaochun W., Han G., Zhe W., Zhan-cheng G. Synthesis of Cu-based TiC_x composites via *in situ* reaction between Cu_xTi melt and dissolvable solid carbon. *Powder Technology*. 2020;362:375–385.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.11.122>
12. Boutefnouchet H., Curfs C., Triki A., Boutefnouchet A., Vrel D. Self-propagating high-temperature synthesis mechanisms within the Ti–C–Ni system: A time resolved X-ray diffraction study. *Powder Technology*. 2012; 217:443–450.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.10.061>
13. Liang Y.H., Zhao Q., Zhang Z.H., Li X.J., Ren L.Q. Preparation and characterization of TiC particulate locally reinforced steel matrix composites from Cu–Ti–C system with various C particles. *Journal of Asian Ceramic Societies*. 2014;2(3):281–288.
<https://doi.org/10.1016/j.jascers.2014.06.001>
14. Yunhong L., Zhiwu H., Zhaohua L., Luquan R. Study on the reaction behavior of self-propagating high-temperature synthesis of TiC ceramic in the Cu–Ti–C system. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012;35:221–227.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.06.002>
15. Zarrinfar N., Kennedy A.R., Shipway P.H., Saidi A. Effects of Ti powder size and ignition method on products of SHS reaction in Cu–Ti–C system. *Powder Metallurgy*. 2003;46(2):154–158.
<https://doi.org/10.1179/003258903225005303>
16. Umerov E., Amosov A., Latukhin E., Kiran K.U.V., Choi H., Saha S., Roy S. Fabrication of MAX phase composites by novel combustion synthesis and spontaneous metal melt infiltration: Structure and tribological behaviors. *Advanced Engineering Materials*. 2024;26(8):2301792.
<https://doi.org/10.1002/adem.202301792>
17. Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Применение процессов инфильтрации и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения керметов. Обзор. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021;27(6):52–75.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-6-52-75>
Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R. Applying infiltration processes and self-propagating high-temperature synthesis for manufacturing cermets: A review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63(1):81–100.
<https://doi.org/10.3103/S1067821222010047>
18. Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Способ получения керамики-металлических композиционных материалов: Патент 2733524 (ПФ). 2020.
19. Xavier M.A., Kumar J.P.A. Machinability of hybrid metal matrix composite: A review. *Procedia Engineering*. 2017;174:1110–1118.
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.01.264>
20. Su Y., Zhang Y., Song J., Hu L. Tribological behaviour and lubrication mechanism of self-lubricating ceramic/metal composites: The effect of matrix type on the friction and wear properties. *Wear*. 2017;372–373:130–138.
<https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2016.12.005>
21. Miranda-Lopez A., Leon-Patino C.A. Effect of graphite addition on wear behaviour of hybrid Cu/TiC–Gr infiltrated composites. *Wear*. 2021;484–485:203793.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203793>
22. Bai-Xin D., Hong-Yu Y., Feng Q., Qiang L., Shi-Li Sh., Bing-Qi Zh., Qi-Chuan J. Design of TiC_x nanoparticles and their morphology manipulating mechanisms by stoichiometric ratios: Experiment and first-principle calculation. *Materials & Design*. 2019;181:107951.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107951>
23. Haimin D., Weiwen Ch., Qing L., Huiqiang W., Ce H., Haoran J., Jinfeng W., Tiejun C. Microstructure evolution of Cu–TiC composites with the change of Ti/C ratio. *Results in Physics*. 2019;14:102369.
<https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102369>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Эмиль Ринатович Умеров – к.т.н., вед. науч. сотрудник кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН), Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

 **ORCID:** 0000-0002-2050-6899


 **E-mail:** umeroff2017@yandex.ru

Евгений Иванович Латухин – к.т.н., доцент кафедры МПМН, СамГТУ

 **ORCID:** 0000-0002-2071-3521


 **E-mail:** evgelat@yandex.ru

Людмила Александровна Кондратьева – д.т.н., профессор кафедры МПМН, СамГТУ

 **ORCID:** 0000-0002-3940-9511

 **E-mail:** schiglou@yandex.ru

Анастасия Сергеевна Кургузова – студент факультета машиностроения, металлургии и транспорта, СамГТУ

 **ORCID:** 0009-0001-7583-0960

 **E-mail:** nastykr2210@gmail.com

Emil R. Umerov – Cand. Sci (Eng.), Leading Researcher, Department of Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials (MPMN), Samara State Technical University (SamSTU)

 **ORCID:** 0000-0002-2050-6899


 **E-mail:** umeroff2017@yandex.ru

Evgeny I. Latukhin – Cand. Sci (Eng.), Associate Professor, Department of MPMN of SamSTU

 **ORCID:** 0000-0002-2071-3521


 **E-mail:** evgelat@yandex.ru

Lyudmila A. Kondratieva – Dr. Sci (Eng.), Professor, Department of MPMN of SamSTU

 **ORCID:** 0000-0002-3940-9511

 **E-mail:** schiglou@yandex.ru

Anastasia S. Kurguzova – Student, Faculty of Mechanical Engineering, Metallurgy and Transport of SamSTU

 **ORCID:** 0009-0001-7583-0960

 **E-mail:** nastykr2210@gmail.com

Вклад авторов



Contribution of the Authors

Э. Р. Умеров – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

Е. И. Латухин – проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов.

Л. А. Кондратьева – сбор и анализ данных, написание текста статьи.

А. С. Кургузова – подготовка смесей и исходных образцов.

E. R. Umerov – defined the research objective and participated in the discussion of the results.

E. I. Latukhin – conducted the experiments and participated in the discussion of the results.

L. A. Kondratieva – collected and analyzed the data and wrote the manuscript.

A. S. Kurguzova – prepared the powder mixtures and initial samples.

Статья поступила 24.05.2025 г.
Доработана 17.11.2025 г.
Принята к публикации 22.12.2025 г.

Received 24.05.2025
Revised 17.11.2025
Accepted 22.12.2025