УДК 621.74 + 669.018 **DOI** dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-30-40

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноструктурных композиционных сплавов (AI-2%Mn)-10%TiC и (AI-5%Cu-2%Mn)-10%TiC при легировании порошковым марганцем

© 2018 г. А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков,

В.А. Новиков, С.И. Шипилов

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Статья поступила в редакцию 15.10.17 г., доработана 23.12.17 г., подписана в печать 27.12.17 г.

Исследовано влияние легирования порошковым марганцем на процесс получения наноструктурных композиционных сплавов (AI-2%Mn)-10%TiC и (AI-5%Cu-2%Mn)-10%TiC с применением метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) наночастиц карбида титана ТіС из шихты Ті + С в расплаве матричных сплавов. Предварительно в матричные основы AI и AI-5%Cu композиционных сплавов вводился порошковый металлический марганец в количестве 2 мас.%. Это позволило повысить прочность на растяжение алюминиевой основы с 81 МПа (для исходного алюминия марки А7) до 136 МПа, а алюминиево-медной основы – до 169 МПа. Выявлено, что при легировании алюминия только марганцем реакция CBC протекает слабо и не до конца, а размер карбидной фазы в сплаве (AI-2%Mn)-10% TiC варьируется от наноуровня до нескольких микрометров. При добавлении в CBC-шихту 10 % галоидной соли Na₂TiF₆ процесс CBC интенсифицируется, но полученный сплав содержит значительное количество пор, включений непрореагировавшей шихты и крупных агломератов из керамических наноразмерных частиц TiC. В случаях использования CBC-шихт Ti + C и Ti + C + + 10%Na₂TiF₆ и совместном легировании матричного алюминия медью и марганцем были получены похожие результаты, отличающиеся большей равномерностью распределения нанодисперсной фазы ТіС. Наилучшие результаты были достигнуты при уменьшении добавки соли Na₂TiF₆ до 5 % от массы шихты, что способствовало более спокойному и полному прохождению синтеза преимущественно наноразмерных частиц ТіС и формированию беспористой равномерной микроструктуры композиционного сплава (AI-5%Cu-2%Mn)-10%TiC с пределом прочности на растяжение 213 МПа и относительным vллинением 6.6 %.

Ключевые слова: алюминий, легирование марганцем, композиционный сплав, расплав, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Луц А.Р. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и товарной экспертизы (МиТЭ) СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: alya_luts@mail.ru.

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

Латухин Е.И. – канд. техн. наук, доцент кафедры МПМН СамГТУ. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Рыбаков А.Д. – аспирант кафедры МПМН СамГТУ. Тел. (846) 242-28-89. E-mail: rybakovadr@mail.ru.

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

Шипилов С.И. – аспирант кафедры МПМН СамГТУ. E-mail: vtormetsama@mail.ru.

Для цитирования: *Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Рыбаков А.Д., Новиков В.А., Шипилов С.И*. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноструктурных композиционных сплавов (Al–2%Mn)–10%TiC и (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC при легировании порошковым марганцем // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 3. C. 30–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-30-40.

Luts A.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Rybakov A.D., Novikov V.A., Shipilov S.I. Self-propagating high-temperature synthesis of (AI–2%Mn)–10%TiC and (AI–5%Cu–2%Mn)–10%TiC nanostructured composite alloys when doped with manganese powder

The paper studies the effect of doping with manganese powder on the production of (AI–2%Mn)–10%TiC and (AI–5%Cu–2%Mn)–10%TiC nanostructured composite alloys by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of TiC titanium carbide nanoparticles from Ti + C charge in the melt of matrix alloys. First, manganese metal powder was added to the matrix bases of AI and AI–5%Cu composite alloys in the amount of 2 wt%. This improved aluminum base tensile strength from 81 MPa (for the original A7 grade aluminum) to 136 MPa and aluminum-copper base tensile strength to 169 MPa. It was found that when aluminum was doped with manganese only, the SHS reaction proceeded weakly and not completely, and the carbide phase size in the resulting alloy

(AI-2%Mn)-10%TiC varied from nanoscale to several micrometers. When 10% Na₂TiF₆ halide salt was added to the SHS charge, the SHS process intensified, but the resulting alloy contained a considerable amount of pores, inclusions of unreacted charge and large agglomerates of TiC ceramic nanosized particles. Similar results were obtained in cases of using Ti + C and Ti + C + 10%Na₂TiF₆ SHS charges, but with joint doping of matrix aluminum with copper and manganese, providing more uniform distribution of the TiC nanodispersed phase. The best results were obtained by reducing the Na₂TiF₆ salt additive to 5% of the SHS charge mass, which facilitated smoother and complete synthesis of predominantly TiC nanosized particles and the formation of a non-porous uniform microstructure of (AI-5%Cu-2%Mn)-10%TiC composite alloy with an ultimate tensile strength of 213 MPa and 6,6% elongation.

Keywords: aluminum, alloying with Mn, composite alloy, melt, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis.

Luts A.R. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of materials science and commodity expertise, Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Molodogvardeyskaya str., 244). E-mail: alya luts@mail.ru.

Amosov A.P. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials (MSPMN), SSTU. E-mail: egundor@yandex.ru.

Latukhin E.I. - Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department MSPMN, SSTU. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Rybakov A.D. - Postgraduate, Department MSPMN, SSTU. E-mail: rybakovadr@mail.ru.

Novikov V.A. – Postgraduate, Department MSPMN, SSTU. E-mail: vladislav_novyi@mail.ru.

Shipilov S.I. - Postgraduate, Department MSPMN, SSTU. E-mail: vtormetsama@mail.ru.

Citation: *Luts A.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Rybakov A.D., Novikov V.A., Shipilov S.I.* Samorasprostranyayushchiisya vysokotemperaturnyi sintez nanostrukturnykh kompozitsionnykh splavov (Al–2%Mn)–10%TiC i (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC pri legirovanii poroshkovym margantsem. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya.* 2018. No. 3. P. 30–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-30-40.

Введение

В настоящее время алюмоматричные композиционные материалы (АМКМ), упрочненные дисперсными частицами различной природы (оксидами, боридами, нитридами, карбидами и пр.), находят применение в разнообразных отраслях промышленности благодаря комплексу положительных характеристик: малой плотности, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и др. [1, 2].

К наиболее перспективным для разработки относятся AMKM, упрочненные керамическими частицами карбида титана, поскольку в отличие от других керамических фаз TiC имеет такую же кристаллическую решетку ГЦК, как и α-Al, а также высокие значения твердости, прочности и термодинамической стабильности [3—6].

В последнее время при решении проблемы повышения прочности композиционных материалов особое внимание уделяется увеличению дисперсности армирующей керамической фазы вплоть до наноуровня, поскольку во многих теоретических и экспериментальных работах доказывается, что присутствие частиц размером менее 100 нм способно существенно повысить механические характеристики даже при малом объеме армирующих наночастиц в АМКМ [7—12]. Это явление объясняется действием иных механизмов упрочнения, чем в случае более крупных частиц упрочняющей фазы микрометровых размеров. Однако реальное производство наноструктурных АМКМ сдерживается целым рядом нерешенных проблем, в частности плохой смачиваемостью керамических наночастиц матричным алюминием и их склонностью к формированию агломератов [2].

Вместе с тем эти проблемы во многом могут быть решены за счет применения нового направления в металлургии композиционных материалов — эндогенного армирования, или, как его называют за рубежом, способа *in-situ*, основанного на синтезе армирующих фаз непосредственно в матричном расплаве [2, 13, 14]. Одним из перспективных в этом направлении является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) тугоплавких соединений, в том числе карбида титана, в нанодисперсном состоянии [13—17].

Однако повышение дисперсности армирующей фазы является не единственным путем улучшения механических свойств АМКМ. Немало исследований также посвящено изучению возможности легирования алюминиевой матрицы различными элементами [18, 19]. Известно, что положительные результаты могут быть достигнуты при легировании алюминиевых сплавов переходными металлами, которые по растворимости в алюминии делятся на две группы:

 – ПМ1, имеющие относительно высокую растворимость (Zr, Mn, Cr, Ti и др.); — ПМ2, малорастворимые в Al (Fe, Ni, Ce и др.) [20].

С ростом скорости кристаллизации растворимость ПМ1 в алюминии существенно повышается, а ПМ2 меняется незначительно, но происходит измельчение фаз кристаллизационного происхождения. Оба эффекта могут способствовать повышению прочностных свойств АМКМ.

Известны исследования, свидетельствующие о практическом получении легированных АМКМ с применением метода СВС. Например, в работе [18] в расплав алюминия, содержащий, мас.%; 5 Cu, 0,45 Mn, 0,3 Ti, 0,2 Cd, 0,2 V, 0,15 Zr и 0,04 B, вводили компоненты экзотермической шихты (алюминий, титан, углеродные нанотрубки) в количестве 0,1-1,0 мас.%. Показано, что синтез 0,5 мас.% наноразмерных частиц ТіС приводит к увеличению прочности и пластичности АМКМ на 11 и 188 % соответственно по сравнению с матричным сплавом Al—Cu (485 МПа и 6,6 %). Следует особо отметить, что в данном случае имеется сложнолегированный матричный сплав, который при небольшом содержании армирующей фазы (0,5 % ТіС) подвергают, скорее, модифицированию, нежели армированию.

Авторы [21, 22] также с применением метода СВС в матричном сплаве Al—Cu—Mg получили ультрадисперсную фазу TiC в количестве 6, 10 и 12 об.%. При формировании 12 об.% TiC фиксируется наибольшее увеличение механических характеристик — модуля упругости и предела прочности до 93 ГПа и 461 МПа соответственно, но только после проведения термической обработки по режиму T6, который подразумевает закалку с температуры 535 °C и полное искусственное старение при 175 °C после выдержки в течение 10—15 ч.

Влияние легирования алюминиевой матрицы медью на процесс получения наноструктурного композиционного сплава (А1-5%Си)-10%ТіС с применением метода СВС наночастиц карбида титана TiC в расплаве было исследовано в работе [23]. Показано, что добавка 5 % Си в расплав матричного алюминия с последующим введением СВС-шихты (Ti + C) позволяет получить наноразмерный уровень частиц карбида титана в составе конечного композиционного сплава. Добавление к СВС-шихте 10 % галоидной соли Na₂TiF₆ сверх стехиометрического состава сохраняет наноразмерный уровень синтезируемых частиц ТіС и улучшает их распределение по объему материала. В итоге отмечается значительное увеличение прочностных характеристик полученного наноструктурного композиционного материала состава (Al—5%Cu)—10%TiC при одновременном сохранении высокого уровня пластичности — 196 МПа и 8 % соответственно. Такое благоприятное воздействие добавки меди объясняется выделением мелкодисперсной фазы CuAl₂ по границам зерен алюминиевой матрицы, что создает препятствия для агломерирования и укрупнения синтезированных наночастиц TiC.

Поскольку приведенные данные показывают, что легирование матричного сплава открывает новые возможности для повышения механических свойств AMKM, для дальнейших исследований в качестве легирующего элемента был выбран марганец, который в количестве до 2 мас.% вводится в состав промышленных алюминиевых сплавов. Этот переходный металл относится к группе ПМ1 [20], имеет высокую растворимость в алюминии (до 1,82 мас.%) и вследствие склонности к внутридендритной ликвации в процессе литья может способствовать повышению прочностных характеристик сплава.

В случае медленного охлаждения марганец также может выделяться в виде мелкодисперсной интерметаллидной фазы $MnAl_6$, присутствие которой может оказать положительное влияние на свойства получаемых АМКМ. Наряду с использованием марганца для легирования чисто алюминиевой матрицы весьма интересным является его использование для легирования Cu-содержащей матрицы Al—5%Cu, так как известно, что введение Mn в состав сплава Al—5%Cu препятствует коагуляции фазы CuAl₂ и изменяет характер распада твердого раствора меди в алюминии, что при температурах 250—300 °C значительно повышает длительную прочность [24].

Целью данной работы было исследование влияния легирования порошковым марганцем на процесс получения наноструктурных алюмоматричных композиционных сплавов (Al—2%Mn)— 10%TiC и (Al—5%Cu—2%Mn)—10%TiC с применением метода CBC карбида титана в расплаве матричного сплава композита.

Методика исследований

Для исследования использовались следующие компоненты:

- алюминий технический А7 (чистота 99,7 %);
- порошок титана ТПП-7 (чистота 97,9 %, средний размер частиц *d* ≤ 300 мкм);

- углерод технический П-701 (чистота 99,7 %, d = 70 нм, размер агломератов 9–320 мкм);
- порошок меди ПМС-1 (чистота 99,5 %, d ≤ ≤ 200 мкм);
- порошок марганца Мн-95 (чистота 95 %, d = = 1÷3 мм);
- галоидная соль Na₂TiF₆ (чистота 99,0 %, $d = 10 \div 40$ мкм).

Шихтовая масса для CBC, состоящая из порошков титана и углерода, взятых в стехиометрическом соотношении, подвергалась предварительной сушке при $t = 100\div110$ °C в течение 2—3 ч, необходимой для удаления влаги, адсорбированной на поверхности порошков. Затем проводились смешивание и одновременно размол исходных порошков шихты в барабане шаровой мельницы со скоростью вращения вала 105 об/мин в течение 1 ч. Навески (порции) шихты примерно по 6—8 г заворачивалась в алюминиевую фольгу толщиной 50—100 мкм для последующего введения в подготовленный расплав требуемого состава при температуре 900 °C. В ряде плавок в состав шихтовых навесок добавлялась соль Na₂TiF₆.

Для формирования матричного Al—Mn-сплава в расплав алюминия при t = 850 °C вводился порошок марганца (завернутый в алюминиевую фольгу) в количестве 2 % от массы плавки, расплав активно перемешивался, выдерживался 30 мин и затем нагревался до температуры 900 °C, при которой уже осуществлялся ввод навесок шихты CBC.

Для получения матричного Al—Cu—Mn-сплава в расплав алюминия при t = 800 °C сначала добавлялся порошок меди в количестве 5 % от массы плавки (в алюминиевой фольге), расплав выдерживался в течение 30 мин, затем осуществлялся его нагрев до температуры 850 °C, при которой вводился марганец в количестве 2% от массы плавки (в алюминиевой фольге), далее следовал нагрев расплава до 900 °C и в заключение вводились навески шихты CBC.

Каждая навеска шихты выдерживалась под зеркалом расплава до начала активной CBC-реакции, сопровождающейся искро- и газовыделением. Во время реакции расплав тщательно перемешивался. После окончания синтеза расплав выдерживался 5 мин, перемешивался и заливался в вафельную чугунную изложницу.

После остывания литые образцы надпиливались сбоку и разрушались поперечным ударом для определения фрактограммы излома. Хрупкий излом и однородная структура чистого светло-серого цвета свидетельствовали о завершенном процессе СВС и полноценном формировании структуры композиционного сплава, равномерно заполненного частицами армирующей фазы ТіС. Вязкий излом и неоднородная «грязная» структура с темными включениями непрореагировавшей шихты свидетельствовали о том, что СВС-реакция не прошла в полной мере и объем КМ не заполнен должным образом частицами армирующей фазы ТіС.

Изготовление металлографических шлифов из литых образцов проводилось на шлифовальнополировальной машине ПОЛИЛАБ П12МА. Применялись алмазные суспензии Aka-mono дисперсностью 6, 3 и 1 мкм. Для выявления микроструктуры выполнено травление образцов раствором 50%HF + 50%HNO₃ в течение 10—15 с. Металлографический анализ осуществлялся на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6390A. Элементный химический состав определялся методом микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) на этом же микроскопе с использованием приставки JEOL JED-2200. Концентрация компонентов оценивалась как среднее значение из 4—5 локальных измерений на различных участках.

Фазовый состав определялся методом рентгенофазового анализа (РФА). Съемка рентгеновских спектров осуществлялась на автоматизированном дифрактометре марки ARL X'trA («Thermo Scientific») с использованием Cu K_{α} -излучения при непрерывном сканировании в интервале углов $2\theta = 20 \div 80$ град со скоростью 2 град/мин.

Твердость полученных экспериментальных образцов измерялась на твердомере ТШ-2М. Испытания на растяжение проводились на разрывной машине Inspekt 200. Определялись характеристики прочности (пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности $\sigma_{\rm B}$), твердость по Бринеллю (*HB*), пластичность (относительные удлинение δ и сужение Ψ).

Результаты исследований и их обсуждение

В отличие от традиционного лигатурного способа введения легирующих компонентов, в настоящей работе для приготовления матричного сплава Al—2% Mn был опробован ввод порошкового металлического марганца в составе навесок из алюминиевой фольги непосредственно в расплав алюминия при температуре 850 °С. Микроструктура полученного сплава приведена на рис. 1. Видно, что в связи с уменьшением растворимости марганца при понижении температуры часть легирующего элемента выделяется из твердого раствора и образует мелкие включения по границам зерен. Наличие марганца в составе включений подтверждено результатами MPCA. На основании данных диаграммы состояния системы Al—Mn [3] можно предположить, что по границам зерен образуется фаза MnAl₆.

Далее были проведены исследования по введению экзотермической СВС-шихты 10 % (Ті + С) в расплав полученной матричной основы алюминий—марганец. Визуально CBC-реакция была зафиксирована только после ввода третьей, заключительной, навески шихты, что может свидетельствовать о неполноценном прохождении синтеза. Данный вывод подтверждается «грязным» вязким изломом образца с включениями непрореагировавшей шихты. Размер карбидной фазы в полученном сплаве варьируется от наноуровня (90 нм) до нескольких микрометров, что является отрицательным фактом (рис. 2).



Рис. 1. Микроструктура образца АІ-2% Мп при разных увеличениях



Рис. 2. Излом (*a*) и микроструктура образца (Al-2%Mn)-10%TiC при разных увеличениях ($\delta-\epsilon$)



Рис. 3. Излом (*a*) и микроструктура образца (Al–2%Mn)–10%TiC, полученного с добавкой в CBC-шихту 10 мас.% Na₂TiF₆, при разных увеличениях (*б*–*г*)

С целью увеличения полноты протекания реакции CBC и измельчения синтезируемых армирующих частиц TiC в состав CBC-шихты было добавлено 10 мас.% галоидной соли Na_2TiF_6 , продукты распада которой удаляют оксиды с поверхности порошковых компонентов и являются источниками атомарного титана [16, 23]. Реакция CBC происходила чуть более активно, чем в предыдущем случае. Излом стал более хрупким, но в то же время содержал значительное количество включений и пор, являющихся следствием большого количества продуктов распада галоидной соли (рис. 3).

Анализ микроструктуры показывает, что в присутствии избытка соли Na_2TiF_6 формируются значительные агломераты, состоящие из керамических наноразмерных частиц, и крупные частицы микрометровых размеров. Результаты, полученные на данном составе шихты, также признаны неудовлетворительными.

Таким образом, в отличие от легирования чистого алюминия медью [23], при применении марганца в качестве легирующего компонента не удалось получить качественный наноструктурный алюмоматричный композиционный сплав (Al—2%Mn)—10%TiC с применением метода CBC из шихты (Ti + C) или (Ti + C) + 10%Na₂TiF₆ в расплаве матричного сплава Al—2%Mn.

С целью изучения возможности синтеза наночастиц карбида титана в присутствии меди и марганца в расплав трехкомпонентной матричной основы Al-5%Cu-2%Mn была добавлена смесь порошков титана и углерода. На данном составе шихты в результате активно протекающей СВС-реакции был получен однородный серый излом образца АМКМ без включений (рис. 4). Эти результаты можно признать частично успешными, так как при качественном изломе образца размер карбидной фазы значительно превышает наноразмерные значения, поэтому в дальнейших исследованиях при получении композиционного сплава (АІ-5%Си-2%Мп)-10%ТіС в состав шихтовых навесок СВС была добавлена галоидная соль Na₂TiF₆ в количестве 10 % от массы шихты. Излом и микроструктура полученного в этом случае образца представлены на рис. 5.



Рис. 4. Излом (*a*) и микроструктура образца (A1–5%Cu–2%Mn)–10%TiC при разных увеличениях (*б-е*)



Рис. 5. Излом (*a*) и микроструктура образца (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC, полученного с добавкой в CBC-шихту 10 мас.% Na₂TiF₆, при разных увеличениях (*б*-*г*)

Так же, как и в случае матрицы алюминий марганец, после активной CBC-реакции был получен хрупкий излом с большим количеством посторонних включений и пор. Микроструктура сплава равномерная, размер частиц карбида титана составляет в основной массе от 80 до 250 нм.

Поскольку положительное влияние добавок галоидной соли на размер синтезируемой фазы очевиден, но ее количество (10 мас.%) приводит к значительной пористости образца, далее было принято решение провести синтез на том же составе, но с добавлением в состав шихты 5 мас.% Na_2TiF_6 . Излом и микроструктура такого образца приведены на рис. 6. Из его данных следует, что синтез сплава (Al—5%Cu—2%Mn)—10%TiC с введением в шихту такого количества соли позволяет получить монолитный однородно-серый излом и в то же время сохранить наноразмерный уровень синтезируемой упрочняющей фазы.

Рентгенофазовый анализ этого образца под-

твердил присутствие фаз TiC и $CuAl_2$ (рис. 7), а соединение $MnAl_6$ не обнаружено из-за его малого количества.

Таким образом, с применением процесса CBC в расплаве легированного алюминиевого сплава Al—5%Cu—2%Mn удалось получить качественный наноструктурный AMKM состава (Al—5%Cu— 2%Mn)—10%TiC.

В заключение были определены механические свойства полученных АМКМ, значения которых представлены в таблице. Для сравнения там же приводятся данные по свойствам легированных матричных основ и композиционных сплавов Al—10%TiC, полученные ранее на разных составах CBC-смесей. Видно, что по мере роста степени насыщения матрицы легирующими элементами и сопутствующего увеличения дисперсности армирующей фазы происходит последовательное повышение прочностных свойств AMKM при сохранении достаточного запаса пластичности.



Рис. 6. Излом (*a*) и микроструктура образца (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC, полученного с добавкой в CBC-шихту 5 мас.% Na₂TiF₆, при разных увеличениях (*б*-*г*)



Рис. 7. Результаты РФА образца (Al-5%Cu-2%Mn)-10%TiC с добавлением 5 мас.% Na₂TiF₆ в шихту CBC

Состав	σ _{0,2} , МПа	$\sigma_{_{\rm B}},$ МПа	δ, %	ψ, %	<i>НВ</i> , МПа
Матричные основы					
Al (A7)	67	81	20	_	250
Al-2%Mn	68	110	_	_	300
Al–5%Cu	65	136	12	24	460
Al-5%Cu-2%Mn	86	169	8,0	12	_
AMKM					
$Al-10\% TiC^*$	82	110	12	23	350
Al-10%TiC**	155	206	3,8	2,4	850
(Al-5%Cu)-10%TiC	-	196	8,0	11	640
(Al-5%Cu-2%Mn) -10%TiC	97	188	8,6	13	960
$(Al-5\%Cu-2\%Mn) - 10\%TiC (c 5 \% Na_2TiF_6 B \text{ шихте CBC})$	114	213	6,6	7,3	970
Составы CBC-смесей: [*] (Ti + C + 0,1%Na ₃ AlF ₆) с размером синтезируемых частиц TiC $d = 2 \div 4$ мкм [25]; ^{**} (80%Ti + C + 20%Na ₂ TiF ₆), $d = 60 \div 200$ нм [16].					

Механические свойства матричных основ и композиционных сплавов

Заключение

Проведенное легирование расплавов Al и Al—5%Cu порошковым металлическим марганцем в количестве 2 мас.% привело к значительному повышению прочностных свойств матричных сплавов. Применение метода CBC армирующей фазы TiC из шихт (Ti + C) и (Ti + C + + 10%Na₂TiF₆) в расплаве матричных сплавов Al + 2%Mn и Al—5%Cu—2%Mn не позволило получить качественные наноструктурные композиционные сплавы (Al—2%Mn)—10%TiC и (Al— 5%Cu—2%Mn)—10%TiC из-за наличия в них пор, остатков непрореагировавшей шихты и крупных частиц TiC микрометровых размеров.

В случае совместного легирования марганцем и медью уменьшение добавки галоидной соли Na₂TiF₆ до 5 % в CBC-шихту (Ti + C) способство-

вало синтезу преимущественно нанодисперсной фазы TiC с более равномерным распределением и позволило получить качественный беспористый наноструктурный композиционный сплав (Al— 5%Cu—2%Mn)—10%TiC. Легирование матричного сплаваAl—5%Cuмарганцем привелокувеличению прочности алюмоматричного композиционного сплава, армированного 10 % TiC, со 196 до 213 МПа при сохранении достаточной пластичности $\delta =$ = 6,6 %, что делает его перспективным для дальнейшей разработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по проекту № 17-48-630695.

Литература

1. *Kainer K.U.* Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.

- Rana R.S., Purohit R., Das S. Review of recent studies in Al matrix composites // Int. J. Sci. Eng. Res. 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1–16.
- Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибиков В.Л. Производство отливок из сплавов цветных металлов. Изд. 2-е. М.: МИСиС, 1996.
- Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Дискретно армированные композиционные материалы системы Al—TiC // Загот. пр-ва в машиностр. 2008. No. 11. C. 44—53.
- Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S. Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al—TiC composites // Tribology Int. 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029–2036.
- Kim S.H., Cho Y.H., Lee J.M. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiC composite // Metal. Mater. Trans. 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873–2884.
- Tjong S. Ch. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // Adv. Eng. Mater. 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639–652.
- Camargo P.H.C., Satyanarayana K. G., Wypych F. Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities // Mat. Res. 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1–39.
- Крушенко Г.Г. Роль частиц нанопорошков при формировании структуры алюминиевых сплавов // Металлургия машиностроения. 2011. No. 1. C. 20–24.
- Casati R., Vedani M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles: A Review // Metals. 2014. No. 4. P. 65–83.
- Fallahdoost H., Nouri A., Azimi A. Dual functions of TiC nanoparticles on tribological performance of Al/ grafite composites // J. Phys. Chem. Sol. 2016. Vol. 93. P. 137–144.
- Azimi A., Shokuhfar A., Nejadseyfi O. Optimizing consolidation behavior of Al 7068—TiC nanocomposites using taguchi statistical analysis // Trans. Nonferr. Met. Soc. China. 2015. Vol. 25. P. 2499—2508.
- Прусов Е.С., Панфилов В.А., Кечин В.А. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 2. С. 47—58.
- 14. Прусов Е.С., Панфилов В.А., Кечин В.А. Влияние условий плавки и литья алюмоматричных нанокомпозитов на структуру литых заготовок // Литейщик России. 2017. No. 4. С. 10—15.
- 15. Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В., Рязанов С.А. Научно-технические основы применения процессов СВС для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами //

Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. No. 8. C. 3–10.

- 16. Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А. Применение процессов СВС для получения in situ алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 39—49.
- Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M. Forming behavior of A1—TiC in-situ composites // Mater. Sci. Forum. 2013. Vol. 765. P. 418—422.
- Dongshuai Zhou, Feng Qiun, Qichuan Jiang. The nanosized TiC particle reinforced Al—Cu matrix composite with superior tensile ductility // Mater. Sci. Eng. 2015. Vol. 622A. P. 189—193.
- Prosviryakov A.S., Shcherbachev K.D., Tabachkova N.Yu. Microstructural characterization of mechanically alloyed Al-Cu-Mn alloy with zirconium // Mater. Sci. Eng. 2015. Vol. 623A. P. 109–113.
- Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010.
- Cho Y.H., Lee J.M., Kim S.H. Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an al melt using Al—Ti—C—CuO powder mixtures: Pt. I: Microstructural evolution and reaction mechanism // Metal. Mater. Trans. 2014. Vol. 45A. P. 5667–5678.
- Cho Y.H., Lee J.M., Kim S.H. Al—TiC Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an Al melt using Al—Ti—C—CuO powder mixtures: Pt. II. Microstructure control and mechanical properties // Metal. Mater. Trans. 2015. Vol. 46A. P. 1374—1384.
- Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Ермошкин А.А. Армирование сплава Al—5%Си наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве // Изв. СНЦ РАН. 2017. No. 1(3). С. 529—536.
- 24. *Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н.* Алюминиевые сплавы типа дуралюмин М.: Металлургия, 1984.
- 25. Луц А.Р., Макаренко А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 2008.

References

- Kainer K.U. Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
- Rana R.S., Purohit R., Das S. Review of recent studies in Al matrix composites. Int. J. Sci. Eng. Res. 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1–16.
- 3. *Kurdyumov A.V., Pikunov M.V., Chursin V.M., Bibikov V.L.* Proizvodstvo otlivok iz splavov tsvetnykh metallov

[Manufacture of castings from alloys of non-ferrous metals]. Moscow: MISIS, 1996.

- Mikheev R.S., Chernyshova T.A. Diskretno armirovannye kompozitsionnye materialy sistemy Al—TiC [Discretely reinforced composite materials of the Al—TiC system]. Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii. 2008. No. 11. P. 44–53.
- Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S. Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al—TiC composites. *Tribology Int.* 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029–2036.
- Kim S.H., Cho Y.H., Lee J.M. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiC composite. *Metal. Mater. Trans.* 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873–2884.
- Tjong S.Ch. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties. *Adv. Eng. Mater.* 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639–652.
- Camargo P.H.C., Satyanarayana K. G., Wypych F. Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities. *Mat. Res.* 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1–39.
- Krushenko G.G. Rol' chastits nanoporoshkov pri formirovanii struktury alyuminievykh splavov [The role of nanopowder particles in the formation of the structure of aluminum alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2011. No. 1. P. 20–24.
- Casati R., Vedani M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles: A Review. *Metals*. 2014. No. 4. P. 65–83.
- Fallahdoost H., Nouri A., Azimi A. Dual functions of TiC nanoparticles on tribological performance of Al/grafite composites. J. Phys. Chem. Sol. 2016. Vol. 93. P. 137–144.
- Azimi A., Shokuhfar A., Nejadseyfi O. Optimizing consolidation behavior of Al 7068—TiC nanocomposites using taguchi statistical analysis. *Trans. Nonferr. Met. Soc. Chi*na. 2015. Vol. 25. P. 2499—2508.
- Prusov E.S., Panfilov V.A., Kechin V.A. Rol' poroshkovykh prekursorov pri poluchenii kompozitsionnykh splavov zhidkofaznymi metodami [The role of powder precursors in the preparation of composite alloys by liquid-phase methods]. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgia i funkts. pokrytiya.* 2016. No. 2. P. 47–58.
- Prusov E.S, Panfilov V.A, Kechin V.A. Vliyanie uslovii plavki i lit'ya alyumomatrichnykh nanokompozitov na strukturu litykh zagotovok [Influence of melting and casting conditions on alumo-matrix nanocomposites on the structure of cast billets]. *Liteishchik Rossii*. 2017. No. 4. P. 10–15.
- 15. Amosov A.P., Nikitin V.I., Nikitin K.V., Ryazanov S.A. Nauchno-tekhnicheskie osnovy primeneniya protsessov SVS dlya sozdaniya litykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh splavov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi keramicheskimi chastitsami [Scientific and techni-

cal fundamentals of the use of SHS processes for creating cast aluminum-matrix composite alloys discretely reinforced with nanoscale ceramic particles]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii.* 2013. No. 8. P. 3–10.

- 16. Amosov A.P., Luts A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Primenenie protsessov SVS dlya polucheniya in situ alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi chastitsami karbida titana: Obzor [Application of SHS processes for in situ production of aluminum-matrix composite materials discretely reinforced with nanoscale titanium carbide particles: Overview]. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2016. No. 1. P. 39–49.
- Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M. Forming behavior of Al—TiC in-situ composites. Mater. Sci. Forum. 2013. Vol. 765. P. 418–422.
- Dongshuai Zhou, Feng Qiun, Qichuan Jiang. The nanosized TiC particle reinforced Al—Cu matrix composite with superior tensile ductility. *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 622A. P. 189–193.
- Prosviryakov A.S., Shcherbachev K.D., Tabachkova N.Yu. Microstructural characterization of mechanically alloyed Al-Cu-Mnalloy with zirconium. *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 623A. P. 109–113.
- Belov N.A. Fazovyi sostav promyshlennykh i perspektivnykh alyuminievykh splavov [Phase composition of industrial and advanced aluminum alloys]. Moscow: MISIS, 2010.
- Cho Y.H., Lee J.M., Kim S.H. Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an al melt using Al—Ti—C—CuO powder mixtures: Pt. I: Microstructural evolution and reaction mechanism. *Metal. Mater. Trans.* 2014. Vol. 45A. P. 5667–5678.
- Cho Y.H., Lee J.M., Kim S.H. Al—TiC Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an Al melt using Al—Ti—C—CuO powder mixtures: Pt. II. Microstructure control and mechanical properties. *Metal. Mater. Trans.* 2015. Vol. 46A. P. 1374—1384.
- Luts A.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Armirovanie splava Al—5%Cu nanochastitsami karbida titana metodom SVS v rasplave [Reinforcement of the Al—5% Cu alloy by nanoparticles of titanium carbide by the SHS method in the melt]. *Izvestiya SNTs RAN*. 2017. No. 1(3). P. 529—536.
- Kvasov F.I., Fridlyander I.N. Alyuminievye splavy tipa duralyumin [Aluminum alloys such as duralumin]. Moscow: Metallurgiya, 1984.
- Luts A.R., Makarenko A.G. Samorasprostranyayushchiisya vysokotemperaturnyi sintez alyuminievykh splavov [Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 2008.