

УДК: 621.762.2 + 536.46 + 621.74
 DOI: 10.17073/0021-3438-2015-1-68-74

О ПРИМЕНЕНИИ НАНОПОРОШКОВОЙ ПРОДУКЦИИ АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

© 2015 г. **А.П. Амосов, Ю.В. Титова, Д.А. Майдан, А.А. Ермошкин, И.Ю. Тимошкин**

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

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Статья поступила в редакцию 28.07.14 г., подписана в печать 12.08.14 г.

Дан обзор видов и методов получения алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных керамическими частицами и наночастицами тугоплавких соединений. Показано, что азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз), использующая азид натрия NaN_3 в качестве твердого азотирующего реагента, позволяет получать большое число сравнительно недорогих микро- и нанопорошков нитридов, карбонитридов, карбидов и их композиций, которые представляют интерес для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов. Наряду с указанными целевыми керамическими частицами продукт СВС-Аз содержит побочные галоидные соли (хлориды и фториды натрия и калия), которые могут играть роль флюсов при добавлении керамических частиц в расплав алюминия. Представлены результаты экспериментов по вводу в расплав сплава АК6М2 нанопорошковой композиции, %: β -SiC – 48,6, α - Si_3N_4 – 27,0, β - Si_3N_4 – 5,8, Na_3AlF_6 – 18,6 в составе прессованной псевдолигатуры с порошком меди, свидетельствующие о модифицирующем эффекте.

Ключевые слова: алюмоматричные композиты, армирующие керамические частицы, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, азид натрия, нанопорошковые псевдолигатуры, модифицирование.

The survey of types and fabrication methods of aluminum matrix composite materials discretely reinforced with ceramic particles and nanoparticles of refractory compounds is given. It is shown that the azide technology of self-propagating high-temperature synthesis (SHS-Az), which uses sodium azide NaN_3 as a solid nitriding agent, makes it possible to fabricate numerous comparatively inexpensive micropowders and nanopowders of nitrides, carbonitrides, carbides, and their compositions, which are of interest for the reinforcement and modification of aluminum alloy. Along with the mentioned target ceramic particles, the SHS-Az product contains side haloid salts (sodium and potassium chlorides and fluorides), which can play the role of fluxes with the addition of ceramic particles into the aluminum melt. The results of experiments on the introduction of the nanopowder composition into the melt of AK6M2 alloy, %: β -SiC – 48,6, α - Si_3N_4 – 27,0, β - Si_3N_4 – 5,8, Na_3AlF_6 – 18,6 in the composition of the compacted pseudo-master alloy with the copper powder, which evidence the modifying effect, are presented.

Keywords: aluminum matrix composites, reinforcing ceramic particles, self-propagating high-temperature synthesis, sodium azide, nanopowder pseudo-master alloy, modification.

Введение

Из-за возрастающих требований к авиационному и автомобильному транспорту по снижению веса, потребления топлива, выброса вредных от-

работанных газов и примесей все более насущной становится проблема массовой замены стали на алюминиевые сплавы и композиты на их основе

Амосов А.П. – докт. физ.-мат. наук, проф., зав. кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34), зав. кафедрой металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН) СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: egundor@yandex.ru; mvm@samgtu.ru.

Титова Ю.В. – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, ассистент кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 278-43-69. E-mail: titova600@rambler.ru.

Майдан Д.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и товарной экспертизы СамГТУ. Тел.: (846) 333-37-21. E-mail: titova600@mail.ru.

Ермошкин А.А. – канд. техн. наук, науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, ст. препод. кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: ermandr@yandex.ru; mtm.samgtu@mail.ru.

Тимошкин И.Ю. – канд. техн. наук, ст. препод. кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ. Тел.: (846) 242-22-68. E-mail: ivan-mns@mail.ru.

[1]. Однако для этого необходимо существенно повысить прочность, трещиностойкость, твердость, износостойкость, размерную стабильность, жаропрочность алюминиевых сплавов при обеспечении их экономической эффективности. В значительной степени эти задачи могут быть решены как за счет модифицирования, так и, главным образом, посредством армирования алюминиевых сплавов, т.е. создания алюмоматричных композитов [2, 3].

В настоящей статье рассматриваются только дисперсно-армированные сплавы, в алюминиевой матрице которых находятся упрочняющие керамические частицы тугоплавких соединений: оксидов (Al_2O_3), нитридов (Si_3N_4 , AlN), карбидов (SiC , TiC , B_4C), боридов (TiB_2) и др. Такие сплавы при повышенном содержании керамической армирующей фазы могут применяться в качестве дискретно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов (КМ), а при небольшой доле армирующей фазы некоторые из них — в роли эффективных модифицирующих лигатур алюминиевых сплавов [2—4]. Дисперсно-армированные КМ выгодно отличаются от волокнистых и слоистых изотропией своих свойств, универсальностью и сравнительной простотой технологии изготовления, в связи с чем дисперсно-армированные металлические КМ нашли широкое использование в транспортном машиностроении, а среди них на первом месте по объему применения находятся алюмоматричные композиционные материалы (АМКМ) [3, 4]. Введение в структуру пластичных Al-сплавов тугоплавких, высокопрочных и высокомодульных керамических частиц, не растворяющихся в матричном металле, обеспечивает высокие механические характеристики, в том числе в условиях действия повышенных температур (до $500\text{ }^\circ\text{C}$), при сохранении малого удельного веса и других свойств алюминия.

АМКМ изготавливают в основном твердофазными методами порошковой металлургии или жидкофазными методами литья. В настоящее время динамично развиваются и внедряются более технологичные и дешевые жидкофазные способы, которые приводят к образованию сильной межфазной связи, необходимой для обеспечения высоких механических свойств композитов [4, 5]. В работе [6] оценивали влияние метода изготовления на механические и триботехнические свойства композитов Al— Al_2O_3 и Al—SiC. Дисперсные частицы Al_2O_3 и SiC со средним размером 15—20 и 55—60 мкм соответственно прессовали с порошком алюминия

и спекали (твердофазный метод) или механически замешивали в матричный расплав чистого алюминия (жидкофазный метод). Образцы композитов, полученные по второму способу, обладали большей (в 1,5—2,0 раза) твердостью и прочностью и более высокой износостойкостью, чем изготовленные по твердофазной технологии.

Жидкофазное соединение матричных расплавов с дисперсными наполнителями может осуществляться как введением готовых экзогенных армирующих частиц в матричный расплав (*ex situ*), например механическим замешиванием, так и проведением химических реакций синтеза эндогенных упрочняющих частиц непосредственно в расплаве (*in situ*). Каждый подход имеет свои достоинства и недостатки. Первый характеризуется технологической простотой и возможностью использования стандартного литейного оборудования, однако процесс может затрудняться плохой смачиваемостью жидким металлом армирующих частиц, поверхность которых загрязнена оксидами, влагой и адсорбированными газами, сопровождается сильным газонасыщением и окислением матричного расплава. В результате уменьшается прочность адгезионных связей матричного расплава с армирующими частицами. Во втором случае химические реакции *in situ* формируют в матрице термодинамически стабильные армирующие фазы со свежими поверхностями, не имеющие загрязнений на поверхности, с лучшими адгезионными свойствами. Однако номенклатура упрочняющих фаз ограничивается продуктами реакционно-активных компонентов. Кроме того, для равномерного распределения синтезированных фаз по объему матрицы и в технологии *in situ* требуется перемешивание расплава.

Пионеры промышленного освоения АМКМ, армированных дисперсными керамическими частицами Al_2O_3 и SiC, — известные зарубежные фирмы DURALCAN, ALCAN и ALCOA. Одним из основных и развитых процессов производства является жидкофазный метод механического перемешивания крыльчаткой «Duralcan» [7]. В процессе «Duralcan» могут быть использованы обычные алюминиевые сплавы и керамические частицы размером 10—12 мкм, а доля упрочнителя доведена до 25 об.%. Композиты «Duralcan» выпускаются серийными партиями в виде отливок и слитков.

Наряду с наиболее распространенными керамическими частицами Al_2O_3 и SiC в качестве дисперсной армирующей фазы в АМКМ могут использо-

ваться и другие керамические частицы: TiC , B_4C , TiB_2 , Si_3N_4 , AlN , TiN , а также смеси различных частиц [8]. В работе [9] исследовали изготовление литых АМКМ состава (об.%) $Al-10TiC$, $Al-10B_4C$, $Al-5TiC-5B_4C$ путем механического замешивания частиц карбидов TiC и B_4C со средним размером 30 мкм в расплав алюминия с температурой 800–1000 °С. При этом было показано, какую важную роль в обеспечении смачивания керамических частиц и их равномерного распределения в расплаве играют предварительная прокалка частиц при $t = 600-800$ °С в течение 1 ч и введение 5–10 об.% флюса криолита Na_3AlF_6 в расплав. Композит $Al-TiB_2$ со средним размером керамических частиц ~0,93 мкм был получен *in situ* в результате проведения в расплаве алюминия при $t = 950$ °С реакции между TiO_2 и H_3BO_3 в присутствии флюса Na_3AlF_6 [10]. Композит $Al-Si_3N_4$ может быть изготовлен самыми разными способами (порошковой металлургии, инфильтрацией пористого каркаса, замешиванием в расплав) с применением керамических частиц Si_3N_4 размером от субмикрометровых до 100 мкм [11–13]. При этом отмечается плохая смачиваемость частиц Si_3N_4 жидким алюминием, которая может быть улучшена, например, нанесением покрытий на керамические частицы [13]. Технология порошковой металлургии была использована для получения композита $Al-TiN$ при содержании керамических частиц 10 и 30 мас.% [14]. Композит $Al-AlN$ создан *in situ* при продувке расплава алюминиевого сплава с 15 % магния газообразным азотом, причем размер керамических частиц AlN зависит от времени продувки: в среднем 1–3 мкм при $\tau = 6$ ч и ~0,4 мкм при $\tau = 8$ ч [15].

Для армирования алюминиевых сплавов применяются также смеси керамических частиц разного вида, например при гибридном армировании — смеси частиц $SiC-Al_2O_3$, $SiC-B_4C$, $SiC-C$, $SiC-Si_3N_4$, $Al_2O_3-Si_3N_4$, $AlN-TiN$ и др. [16–20]. Гибридное армирование позволяет использовать достоинства частиц обоих видов, в частности, сочетать в композите высокую твердость и износостойкость с низким коэффициентом трения.

Однако применение керамических частиц микрометрового размера от 0,5 до 50 мкм для армирования алюминиевых сплавов наряду с положительными эффектами приводит и к таким недостаткам, как низкая трещиностойкость, невысокие твердость и прочность при повышенных температурах, плохая механическая обрабатываемость [21]. Преодолеть эти

недостатки можно при уменьшении размера армирующих керамических частиц до нануровня (менее 0,1 мкм, или <100 нм). В этом случае начинают работать другие механизмы упрочнения и значительное изменение свойств алюмоматричных композитов достигается при существенно меньшем содержании армирующей фазы [21, 22]. Например, армирование алюминиевого сплава 7075 наночастицами SiC (50 нм) в количестве 1 об.% приводит к такому же увеличению износостойкости и снижению скорости высокотемпературной ползучести, как и армирование микроразмерными частицами SiC (13 мкм) в количестве 10 об.% [23]. Обзоры методов и результатов использования керамических наночастиц для армирования АМКМ представлены в работах [21–26].

Вместе с тем внедрение в производство алюмоматричных композитов, армированных нанодисперсными частицами, затрудняется рядом нерешенных технологических и экономических проблем. Например, введение и равномерное распределение нанопорошков в расплаве алюминия представляет собой большую проблему по сравнению с применением более крупных порошков, так как наночастицы легко слипаются в агломераты, они плохо смачиваются жидким металлом. Твердофазным методам порошковой металлургии присущи заметная остаточная пористость, невысокая адгезия матрицы с наночастицами, значительная стоимость производства. При получении композита $Al-AlN$ продувкой расплава азотом требуется многочасовое поддержание расплава при высокой температуре, что существенно увеличивает энергоемкость процесса. Наконец, исходные керамические нанопорошки, которые доступны для производства армированных алюминиевых сплавов, обладают очень высокой стоимостью. В настоящее время в России на рынке представлены нанопорошки оксидов, карбидов и нитридов, получаемые по энергоемкой технологии плазмохимического синтеза с дорогим и сложным оборудованием, стоимость которых составляет от 20 до 60 тыс. руб./кг [27].

Заметный вклад в решение этих проблем может внести использование достижений простой энергосберегающей порошковой технологии на основе процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тугоплавких химических соединений (карбидов, нитридов, боридов, оксидов и др.), изобретенного в 1967 г. акад. А.Г. Мерзановым с проф. И.П. Боровинской и проф. В.М. Шкиро [28–30]. Существует более 20 разновидностей процесса СВС для получения самых разных нано-

размерных керамических порошков, которые могут быть применены для армирования АМКМ. Как показано в работе [31], в общем виде вклад процесса СВС, например, в создание литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами, может быть внесен по трем направлениям:

— синтез менее дорогих керамических нанопорошков для последующего их ввода в матричный расплав (*ex situ*);

— ввод готовых керамических наночастиц в матричный расплав (*ex situ*) с помощью процесса СВС, создающего большой градиент температуры и химического потенциала и этим способствующего смачиванию и равномерному распределению наночастиц;

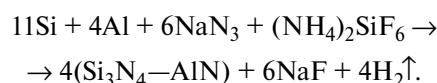
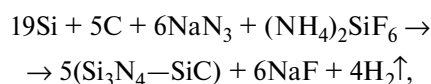
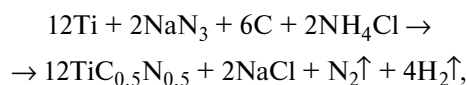
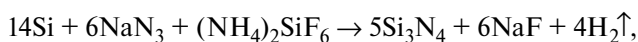
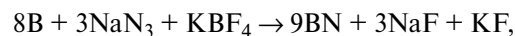
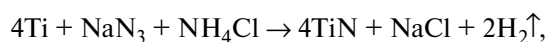
— синтез недорогих армирующих керамических наночастиц непосредственно в расплаве алюминия (*in situ*) с обеспечением их хорошей адгезии к матрице.

В настоящей работе делается следующий шаг в исследованиях и более конкретно рассматривается, какие керамические нанопорошки азидной технологии СВС и как именно могут быть использованы для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов, в том числе по жидкофазной технологии *ex situ*.

Нанопорошковая продукция азидной технологии СВС

С 1970 г. в СамГТУ разрабатывается азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз), которая позволяет в режиме горения получать большое число микро- и нанопорошков нитридов, карбонитридов, карбидов и композиций на их основе с применением порошка азиды натрия (NaN_3) в качестве азотирующего реагента вместо газообразного или жидкого азота [29, 32, 33]. Значительную роль в технологии СВС-Аз играет также использование в исходной смеси порошков галоидных солей, которые нейтрализуют пожароопасный атомарный натрий, выделяющийся в волне горения при разложении азиды натрия, и часто являются прекурсором азотируемого элемента, поэтому технология СВС-Аз основана на сжигании исходной смеси порошков «элемент + азид натрия + галоидная соль».

Приведем типичные реакции СВС-Аз:



Как видно из этих примеров, азидная технология СВС позволяет получать многие керамические порошки, которые применяются для армирования АМКМ. Для процессов СВС-Аз характерны невысокие температуры горения и образование большого количества побочных продуктов — как газообразных, так и конденсированных, которые затрудняют слияние и увеличение размеров первоначальных частиц продуктов синтеза и позволяют сохранить их в нано- и микро-размерном состоянии. Побочными конденсированными продуктами здесь являются галоидные соли — хлориды и фториды натрия и калия (NaCl , NaF , KF), которые легко отделяются от целевого продукта водной промывкой. В случае синтеза композиции нанопорошка карбида кремния с нитевидными кристаллами нитрида кремния образуется побочный продукт — криолит Na_3AlF_6 [34]. Однако следует заметить, что перечисленные побочные соли составляют типичные флюсы для рафинирования и модифицирования расплавов алюминиевых сплавов [35] и, как отмечалось выше, уже применяются для улучшения смачивания керамических частиц при жидкофазном изготовлении АМКМ. Поэтому можно предположить, что при использовании продукта СВС-Аз для жидкофазного армирования или модифицирования алюминиевых сплавов этот продукт не следует отмывать от побочных солей, которые могут играть положительную роль флюсов и способствовать вводу керамических микро- и нанопорошков в расплав алюминия и их равномерному распределению при получении АМКМ. В этом случае исключается необходимость проведения дополнительной операции — промывки в дистиллированной воде продукта синтеза, которая обычно рассматривается как недостаток азидной технологии СВС, а наличие побочных солей становится ее достоинством.

Для проверки этого предположения был проведен соответствующий эксперимент с целью показать перспективность применения керамических микро- и нанопорошков марки СВС-Аз для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов на примере модифицирования с использованием нанопорошковой композиции SiC—Si₃N₄. Оценка стоимости нанопорошков марки СВС-Аз свидетельствует, что из-за простоты технологии и оборудования они могут быть в 2—3 раза дешевле аналогичных нанопорошков плазмохимического синтеза.

Методика исследования

В качестве модифицирующей добавки использовалась полученная по азидной технологии СВС композиция наноразмерных частиц карбида и нитрида кремния с побочным продуктом — криолитом Na₃AlF₆ состава, мас. %: β-SiC — 48,6; α-Si₃N₄ — 27,0; β-Si₃N₄ — 5,8; Na₃AlF₆ — 18,6 [34]. Карбид кремния представлял собой наночастицы сферической формы размером 70—130 нм, нитрид кремния — нановолокна диаметром около 100 нм (рис. 1).

Сначала предпринимались попытки прямого ввода порошкообразного продукта СВС-Аз в насыпном виде путем его замешивания в расплав алюминия при температуре 800—850 °С. Однако при этом возникал пористый конгломерат металлизированных частиц, который плавал на поверхности расплава. Связано это было с высокой вероятностью окисления керамических наночастиц и алюминия на поверхности расплава и появления оксидных пленок. Вводимые частицы захватывались оксидной пленкой, образовывали конгломерат, который не усваивался расплавом. Этим еще раз было подтверждено известное заключение о практической невозможности прямого ввода нанопорошков замешиванием их в расплав алюминиевых сплавов [24—26].

Для ввода и усвоения наночастиц необходимо использовать нанопорошковые псевдолигатуры [24—26]. Псевдолигатура — это механическая смесь порошков тугоплавких и легкоплавких элементов в определенном соотношении, спрессованная в брикет, который добавляется в расплав для легирования труднорастворимыми элементами (титан, хром и др.) [2]. Этим достигаются уменьшение угара и увеличение скорости усвоения легирующих элементов расплавом. В случае необходимости ввода нанопорошка готовится его смесь с пластичным порошковым носителем (алюминием, титаном или медью), которая подвергается механоактивации и пресуется в брикеты нанопорошковой псевдолигатуры, вводимые затем в расплав алюминия [24—26]. В качестве носителя композиции наших легких керамических нанопорошков была выбрана медь с учетом ее высокой плотности (8200 кг/м³) по отношению к алюминиевому расплаву.

Для изготовления модифицирующей нанопорошковой псевдолигатуры продукт СВС-Аз вместе с порошком меди размером менее 180 мкм в соотношении 9:1 загружали в стакан планетарной мельницы и смешивали в течение 2 мин при скорости вращения 1500 об/мин. Полученную смесь прессовали с усилием прессования 4,8 т в прутки диаметром 10 мм с содержанием 8—12 % нанодисперсной модифицирующей композиции SiC—Si₃N₄. Модифицированию подвергали промышленный алюминиевый сплав АК6М2 по ГОСТ 1583-2003.

Исследование топографии поверхности и элементного состава образцов модифицированного сплава проводили на растровом электронном микроскопе «Jeol JSM—6390А» с приставкой микро-рентгеноспектрального анализа «Jeol JED-2200». Фазовый состав анализировали на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA.

Твердость по Бринеллю измеряли с помощью

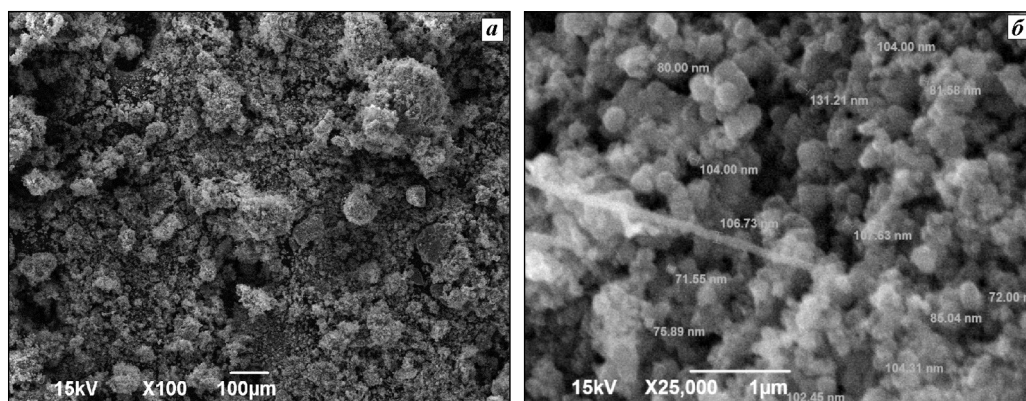


Рис. 1. Морфология частиц композиции SiC—Si₃N₄ Увеличение — 100[×] (а) и 25000[×] (б)

твердомера ТШ-2М при диаметре шарика 2,5 мм. Предел прочности и относительное удлинение определяли на разрывной машине Р-5.

Результаты и их обсуждение

Использование прутков нанопорошковой псевдолигатуры с медью позволило ввести в расплав при температуре 800—850 °С небольшое количество (~0,02 %) модифицирующих наночастиц SiC и Si₃N₄ с флюсом Na₃AlF₆. На рис. 2 приведена микроструктура сплава АК6М2 до и после модифицирования.

В таблице представлены размеры фазовых составляющих сплава АК6М2 до и после модифицирования. Из нее видно, что введение модификатора на основе синтезированного нанопорошка марки СВС-Аз приводит к уменьшению размера дендритов α-Al в 2,5 раза.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов сплавов показал наличие алюминия (основа сплава), алюминида меди CuAl₂ и оксида алюминия Al₂O₃. Ввиду малой доли вводимых карбида и нитрида кремния их присутствие посредством РФА не обнаружено. Для подтверждения наличия частиц SiC и Si₃N₄ с использованием приставки микрорентгеноспектраль-

ного анализа на растровом электронном микроскопе был проведен элементный анализ образцов модифицированного сплава. Результаты элементного химического состава фазы, имеющейся на границе зерен, показали следы кремния и фтора. Поскольку фтор вносится в сплав только в виде криолита, можно сделать вывод, что частицы нитрида и карбида кремния находятся внутри исследованных фаз. В составе вводимых нанопорошков присутствуют частицы с кубической решеткой (β-SiC и β-Si₃N₄) и тригональной (α-Si₃N₄). Имея в виду правило структурного соответствия Данкова, следует ожидать, что частицы с кубической решеткой находятся внутри зерен, а с тригональной — по границам зерен. Косвенное подтверждение этому — отсутствие следов углерода на межзеренной границе.

Испытания прочностных характеристик показали, что модифицирование сплава АК6М2 псевдолигатурой на основе наночастиц SiC и Si₃N₄ и флюса Na₃AlF₆, полученных методом СВС-Аз, позволило увеличить твердость по Бринеллю на 20 %, относительное удлинение — в 3 раза, предел прочности — на 20 % относительно свойств немодифицированного сплава АК6М2.

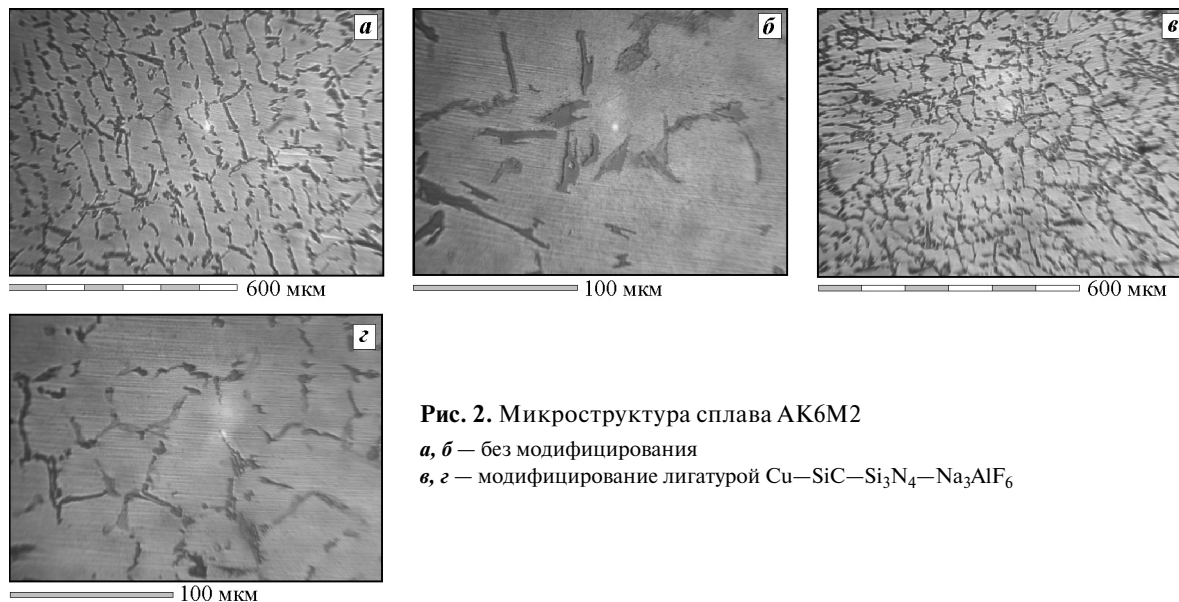


Рис. 2. Микроструктура сплава АК6М2

а, б — без модифицирования

в, г — модифицирование лигатурой Cu—SiC—Si₃N₄—Na₃AlF₆

Размеры фазовых составляющих сплава АК6М2

Вид обработки	Параметры α-Al		Параметры Si ₃	
	Средний размер, мкм	Количество, шт./мм ²	Средний размер, мкм	Количество, шт./мм ²
Без модифицирования	54,1	367	13,6	1240
Модифицирование псевдолигатурой Cu—SiC—Si ₃ N ₄ —Na ₃ AlF ₆	22,1	1805	3,9	9360

Заключение

Азидная технология СВС позволяет в режиме горения получать большое число микро- и нанопорошков нитридов, карбонитридов, карбидов и композиций на их основе, которые представляют интерес для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов. Из-за простоты технологии и оборудования нанопорошки марки СВС-Аз могут быть в 2–3 раза дешевле аналогичных нанопорошков плазмохимического синтеза.

Конечные продукты СВС-Аз наряду с целевыми керамическими микро- и нанопорошками содержат побочные продукты (хлориды и фториды натрия и калия, в том числе криолит), которые можно использовать в качестве флюсов при жидкофазном армировании. Попытки прямого ввода порошкообразного продукта СВС-Аз в насыпном виде путем замешивания в расплав алюминия при температуре 800–850 °С не приводят к успеху, а в составе пресованной псевдолигатуры с порошком меди — осуществимы при усвоении его расплавом. Применение такой нанопорошковой псевдолигатуры для модифицирования сплава АК6М2 обеспечивает измельчение зерна дендритов α -Al в 2,5 раза и увеличение их количества в 5 раз, а также повышение предела прочности на 20 %, относительного удлинения — в 3 раза, твердости — на 20 %.

Таким образом, нанопорошковая продукция азидной технологии СВС весьма перспективна для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов.

Работа выполнена при государственной поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг.

Литература

1. Kelkar A., Roth R., Clark J. // J. Mater. 2001. Vol. 5. P. 28.
2. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: Изд-во МИСиС, 2002.
3. Adebisi A.A., Maleque M.A., Rahmah M.M. // Int. J. Auto. Mech. Eng. 2011. Vol. 4. P. 471.
4. Панфилов А.В. // Литейщик России. 2008. № 7. С. 23.
5. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. // Там же. 2011. № 12. С. 35.
6. Unlu B.S. // Mater. Design. 2008. Vol. 29. P. 2002.
7. Duralcan Composites for Gravity Castings. San Diego: Duralcan USA, 1992.
8. Surappa M.K. // Sadhana. 2003. Vol. 28. Pt. 1-2. P. 319.
9. Mazaheri Y., Meratian M., Emadi R., Najarian A.R. // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 560. P. 278.
10. Chen Z.Y., Chen Y.Y., Shu Q. et al. // Metall. Mater. Trans. A. 2000. Vol. 31. P. 1959.
11. Halil Arik // Mater. Design. 2008. Vol. 29. P. 1856.
12. Xiu Z., Yang W., Chenc G. et al. // Ibid. 2012. Vol. 33. P. 350.
13. Ramesh C.S., Keshavamurthy R., Channabasappa B.H., Ahmed A. // Mat. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 502. P. 99.
14. Ray A.K., Venkateswarlu K., Chauhury S.K. et al. // Ibid. 2002. Vol. 338. P. 160.
15. Borgonovo C., Apelian D., Makhlof M.M. // JOM. 2011. Vol. 63, № 2. P. 57.
16. Huang X., Liu C., Lv X. et al. // J. Mat. Process. Tech. 2011. Vol. 211. P. 1540.
17. Venci A., Bobic I., Arostegui S. et al. // J. Alloys Comp. 2010. Vol. 506. P. 631.
18. Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A. // Trans. Nonfer. Met. Soc. China. 2012. Vol. 22. P. 1563.
19. Akhtar F., Guo S. // Ibid. 2006. Vol. 16. P. 629.
20. Nuashun Y., Kim J.D., Kang S.B. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. 386. P. 318.
21. Borgonovo C., Apelian D. // Mater. Sci. Forum. 2011. Vol. 678. P. 1.
22. Casati R., Vedani M. // Metals. 2014. № 4. P. 65. DOI: 10.3390/met4010065.
23. Ren Z., Chen S. Mechanical properties of nanometric particulates reinforced aluminum composites. <http://www.materials.unsw.edu.au/NanoWeb>.
24. Петрунин А.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А. // Литейн. пр-во. 2009. № 10. С. 17.
25. Крушенко Г.Г. // Металлургия машиностроения. 2011. № 1. С. 20.
26. Косников Г.А., Баранов В.А., Петрович С.Ю., Калмыков А.В. // Литейн. пр-во. 2012. № 2. С. 4.
27. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов [Электрон. ресурс]. <http://plasmotherm.ru/catalog/>.
28. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 9.
29. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. пос. / Под ред. В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение-1, 2007.
30. Левашов Е.А., Рогачев А.С., Курбаткина В.В. и др. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: МИСиС, 2011.
31. Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В. и др. // Наукоемкие технол. в машиностроении. 2013. № 8. С. 3.
32. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза за микро- и нанопорошков нитридов. М.: Машиностроение-1, 2007.
33. Бичуров Г.В., Шиганова Л.А., Титова Ю.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридных композиций. М.: Машиностроение, 2012.
34. Титова Ю.В., Амосов А.П., Ермошкин А.А. и др. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2013. № 3. С. 43.
35. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибииков В.Л. Производство отливок из сплавов цветных металлов. 2-е изд. М.: МИСиС, 1996.