

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НОВОГО КЛАССА ЛИГАТУР ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В.В. Промахов, М.Х. Зиатдинов, И.А. Жуков, С.А. Ворожцов,
А.Е. Матвеев, С.С. Титов

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) является эффективным способом получения лигатуры на основе системы Al-Ti-B для модификации структуры алюминиевых сплавов. Преимущества СВС – низкое энергопотребление, простота организации процесса и чистота получаемого продукта. В данной работе на основе сырья российского производства получены лигатуры для алюминиевых сплавов с частицами диборида титана (TiB_2). Изучена структура исходных порошков и полученных после синтеза материалов. Показано, что средний размер частиц TiB_2 в лигатурах составил 600 нм.

Ключевые слова: легкие сплавы, лигатуры, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, структура.

Развитие авиакосмической и автомобильной промышленности обуславливает потребность в новых материалах, обеспечивающих минимальные показатели веса конструкций в сочетании с заданными физико-механическими свойствами. Большое значение в этой области имеют алюминиевые сплавы и композиты на их основе. Разработка легких сплавов на основе алюминия велась и совершенствовалась в течение многих десятилетий. Прочность и пластичность этих материалов, главным образом, достигалась за счет контроля химического состава сплава, размера зерна, а также модифицирования. Однако, согласно большинству современных исследований в области легких сплавов, оптимальным способом, удовлетворяющим требованиям физических основ материаловедения, специфике промышленного внедрения и экономической эффективности, является создание новых материалов с гетерофазной структурой путем дисперсного упрочнения [1–3]. Такие материалы, состоящие из матрицы и распределенных в ней армирующих элементов, обладают качественно новыми, зачастую уникальными свойствами.

Непосредственное введение тугоплавких частиц (особенно наноразмерных) в расплав практически невозможно вследствие их склонности к агломерации и флотации из-за плохой смачиваемости жидким металлом. Решить данную проблему возможно используя предварительно подготовленные лигатуры. В данном случае большое значение имеет способ синтеза лигатуры, обеспечивающий оптимальное содержание, морфологию и фазовый состав частиц упрочняющей фазы [4, 5].

Оценка современного состояния решаемой научно-технической проблемы показала, что мировой уровень разработок в области высокопрочных легких сплавов находится на стадии интенсивного развития научно-исследовательских работ. Лидерами в этой области являются BCAST, Brunel University (Великобритания), компания Alcan Aluminum Corporation – DURALCAN(TM) (США), Delft University of Technology (Нидерланды), MagIC - Magnesium Innovation Centre (Германия). В России наиболее активно исследования по разработке технологий получения композитов на основе алюминия ведутся в ФГУП ВИАМ, НИТУ МИСиС и др. Большинство исследователей сходятся во мнении, что порошковые армирующие добавки препятствуют движению дислокаций и, тем самым, эффективно повышают прочность материала при комнатной и повышенной температурах [6–8]. В этом случае эффективность упрочнения определяется размером частиц, их объемной концентрацией и пространственным распределением в сплавах. В ряде работ подчеркивается высокая эффективность использования таких термически стабильных составов, как оксида алюминия, диборида титана, карбида кремния и других тугоплавких соединений. В случае оптимального введения и распределения армирующей добавки в легких сплавах можно добиться следующих результатов: расширение диапазона рабочих температур, значительное повышение механических свойств, модуля упругости, триботехнических характеристик и снижение коэффициента теплового расширения.

Основным недостатком интегрирования упрочняющих частиц является тот факт, что в

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НОВОГО КЛАССА ЛИГАТУР ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

литейных металлах они могут формировать очень крупные агломераты с крайне низкой адгезией к материалу матрицы. Новый подход к решению данной проблемы заключается в том, что на жидкий сплав после добавления частиц воздействуют ультразвуковым полем [9, 10]. Использование ультразвуковой технологии позволяет получить очень плотный материал с более чем 50 % улучшением прочностных характеристик в сравнении с чистым сплавом, при доле упрочняющих частиц не более 2 об. %.

Задача введения частиц (наночастиц) в расплав может быть упрощена за счет предварительного получения композитных лигатур. В этом направлении больших успехов добились авторы [11]. Показана исключительная эффективность СВС композиционного легирующего сплава. Применительно к подходам композиционных легких сплавов, СВС лигатуры, состоящие из отдельных частиц целевой тугоплавкой фазы со средним размером от 0,5 до 3 мкм, имеют очевидную перспективу. Возможность получать частицы тугоплавких соединений, разделенных тонким слоем интерметаллидов, растворяющихся в процессе введение лигатуры в расплав, принципиально исключает их агломерацию. Получение композиции такой структуры возможно только с применением СВС. В свою очередь, размер тугоплавких частиц определяется условиями проведения СВС-процесса, в первую очередь, температурой горения, которая определяет процессы роста первичных зерен [12].

Технология СВС позволяет получать неорганические соединения различных классов (карбиды, бориды, нитриды, гидриды, силициды, оксиды, интерметаллиды и др.), как в виде индивидуальных соединений, так и более сложных по составу [13]. Принцип СВС заключается в экзотермическом взаимодействии компонентов исходной шихты, протекающем в специально организованном режиме направленного горения. Вследствие высоких температур реакции конечные продукты синтеза получают в виде спека, сохраняющего первоначальную форму шихты.

Известные приемы управления СВС процессами позволяют в широком диапазоне изменять размеры кристаллов синтезируемых соединений:

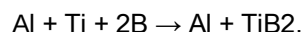
- путем изменения температуры горения;
- увеличения скорости охлаждения продуктов горения;
- выбором состава исходной шихты для синтеза.

В основу выбора СВС метода для полу-

чения модифицирующих лигатур легла идея синтеза упрочняющих частиц в каркасе матричного металла (алюминия). Это связано, прежде всего, с тем, что основной проблемой, возникающей при получении литейных композиционных сплавов, является проблема введения в расплав частиц субмикронных размеров и более мелких. Использование такой композиции позволяет вводить упрочняющие частицы (пористые порошковые брикеты) в расплав металла, обеспечивая их эффективную смачиваемость.

Для синтеза боридов обычно используют вакуумтермическую технологию. Вместе с тем, образование боридов сопровождается выделением большого количества тепла. Часто этой энергии бывает достаточно для осуществления процесса в режиме горения (СВС-процесс). При синтезе горением отпадает необходимость использования громоздкого печного оборудования.

Основные реакции которыми определяется процесс СВ синтеза в системе Al-Ti-B:



Для получения экспериментальных образцов лигатур были использованы порошки титана марки ПТОМ-1, бора аморфного, и алюминия марки АСД-6.

Анализ порошков титана, проведенный с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) показал, что порошки марки ПТОМ-1 содержали частицы титана сферической и неправильной формы, рисунок 1. Максимальный размер частиц не превышал 40 мкм. Элементный анализ порошков показал, что содержание титана составило ~ 100 %.

Исходные порошки аморфного бора содержали частицы со средним размером ~ 650 нм, рисунок 2.

Порошки алюминия марки АСД-6 были представлены частицами сферической формы со средним размером 2,3 мкм, рисунок 3.

Процесс подготовки шихты для изготовления экспериментальных образцов лигатур включал получение стехиометрических смесей. В стехиометрической системе «титан-бор» содержится 69 мас. % титана и 31 мас. % бора. При этом содержание порошка алюминия в общей смеси составляло 50 мас. %.

Оптимальные параметры формования порошковых смесей определены на основании экспериментальных исследований. При этом измерялись плотность образцов и скорость их горения в зависимости от компонентного состава, усилия прессования и добавки органического связующего в шихту.

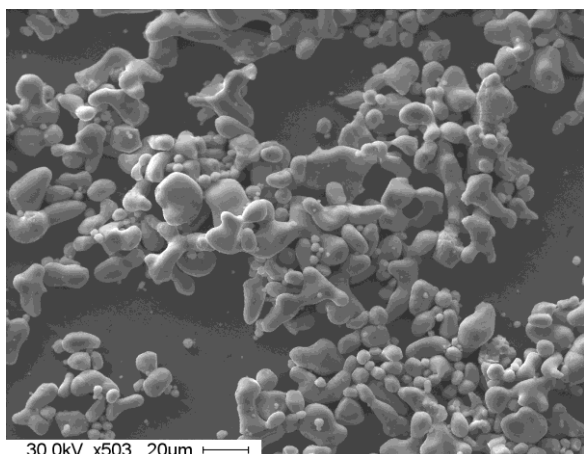


Рисунок 1 – РЭМ изображение порошков титана марки ПТОМ-1

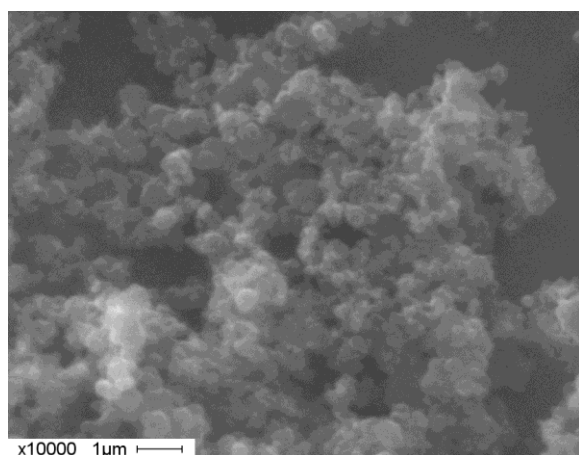


Рисунок 2 – РЭМ изображение порошков бора аморфного

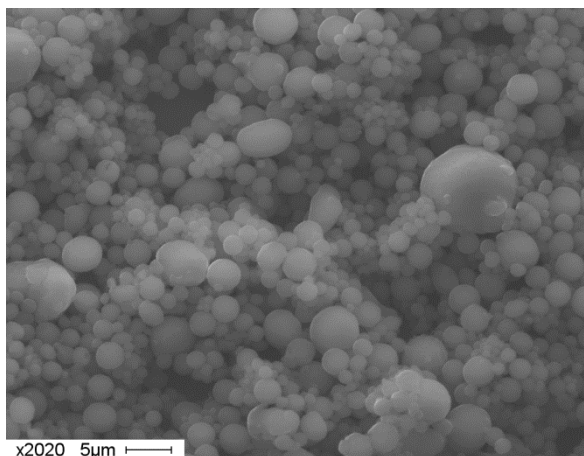


Рисунок 3 – РЭМ изображение порошков алюминия марки АСД-6

Для проведения СВ-синтеза шихту помещали на графитовую подложку и загружали в реактор СВЧ, рисунок 4. Реактор заполняли инертным газом и инициировали процесс синтеза посредством электрической спирали.



Рисунок 4 – Лабораторный СВЧ реактор

На рисунке 5 представлена микроструктура полученных после синтеза образцов. Пористость полученных образцов достигала 60–70 %. По-видимому, это может способствовать растворению лигатуры в расплаве металла.

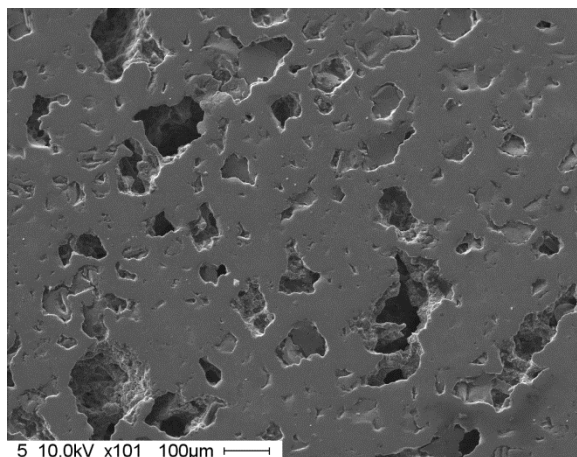


Рисунок 5 – Типичное изображение микроструктуры экспериментальных образцов лигатур

Более детальные исследования структуры образцов показали, что четко различимы частицы диборида титана (TiB_2), рисунок 6. Средний размер частиц TiB_2 составил 600 нм. Показано, что частицы диборида титана разделены фазой Al, которая может эффективно растворяться в алюминиевых сплавах.

Элементный анализ (рисунок 7), проведенный интегрально с поверхности образцов не выявил посторонних примесей, что дает основание полагать, что синтезированные лигатуры не будут вносить примесных элементов в алюминиевые сплавы.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НОВОГО КЛАССА ЛИГАТУР ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

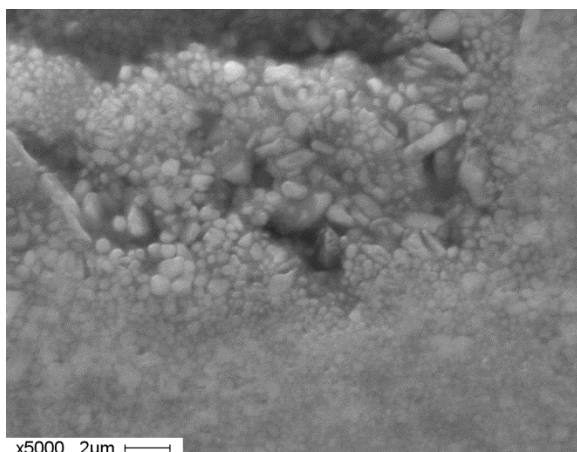


Рисунок 6 – Типичное изображение микроструктуры экспериментальных образцов лигатур

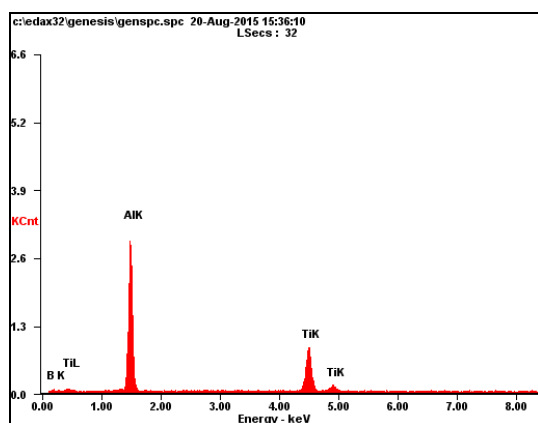


Рисунок 7 – Результаты элементного анализа образцов СВС лигатур

Таким образом, синтезированы и изучены образцы лигатур на основе системы Al-Ti-B. Показано, что в процессе синтеза формируются частицы диборида титана, разделенные фазой Al.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60028 мол_а_дк.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Dwivedi, S. P. Mishra, A356 Aluminum Alloy and applications- A Review / S. P. Dwivedi, S. Sharma, R. Kumar // Adv. Mat. Manuf. & Char. – 2014. – Vol. 14 (2). – P. 81–86.
2. Vorozhtsov, S. The Influence of Al₄C₃ Nanoparticles on the Physical and Mechanical Properties of Metal Matrix Composites at High Temperatures / S. Vorozhtsov, V. Kolarik, V. Promakhov, I. Zhukov, A. Vorozhtsov, V. Kuchenreuther-Hummel // JOM. – 2016. – Vol. 68(5). P. 1312–1316.
3. Vorozhtsov, S. A. / S. A. Vorozhtsov, D. G. Eskin, J. Tamayo, A. B. Vorozhtsov, V. V. Promakhov, A. A. Averin, A. P. Khrustal'ov // Metal. and Mater.

Trans. – 2015. – A, 46A. – P. 2870–2875.

4. Костиков, В. И. Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, армированных углеродными волокнами / В. И. Костиков. – М. : Metallurgiya, 2000. – 446 с.

5. Крушенко, Г. Г. Модифицирование доэвтектического алюминий-кремниевых сплавов нанопорошком нитрида титана при литье сложнагруженных деталей транспортных средств / Г. Г. Крушенко // Технология машиностроения. – 2008. – № 11. – С. 5–7.

6. Конева, Н. А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах / Н. А. Конева // Соросовский Образовательный Журнал. – 1996. – № 6. – С. 99–107.

7. Прусов, Е. С. Перспективы применения алюминоматричных композиционных сплавов в машиностроении / Е. С. Прусов, А. А. Панфилов, В. А. Кечин // Литейщик России. – 2012. – № 9. – С. 16–19.

8. Mazahery, A. Development of high-performance A356/nano-Al₂O₃ composites / A. Mazahery, H. Abdizadeh, H. R. Baharvandi // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 518. – P. 61–64.

9. Никитин, К. В. Влияние структуры лигатур AlSi30 и AlNi30, полученных с применением комбинированной обработки, на свойства сплава АК10М2Н / К. В. Никитин, А. А. Паркин, С. С. Жаткин, Д. А. Мулендеев // Литейщик России. – 2012. – № 9. – С. 14–16.

10. Geng, L. SiC-Al interface bonding mechanism in a squeeze casting SiCw/Al composite / L. Geng, C. K. Yao // Journal of materials sciences letters. – 1995. – № 14. – P. 606–608.

11. Хмелевских, И. О возможности получения СВС-лигатуры Al-Zr / И. Хмелевских, В. И. Никитин, А. П. Амосов, А. Г. Мержанов // Наследственность в литых сплавах : тез. докл. V науч.-техн. конф. – Самара : СамГТУ, 1993. – С. 141–143.

12. Мержанов, А. Г. Проблемы технологического горения / А. Г. Мержанов // Процессы горения в химической технологии и металлургии : сб. статей. – Черноголовка, 1975. – С. 5–28.

13. Мержанов, А. Г. Процессы горения конденсированных систем. Новое направление исследований. Научное сообщение / А. Г. Мержанов // Вестник АН СССР : сб. научн. тр. – Москва, 1979. – № 8. – С. 10–18.

Промыхов Владимир Васильевич, к.т.н., н.с. ИПХЭТ СО РАН, e-mail: vvpromakhov@mail.ru.

Зиятдинов Мансур Хузиахметович, к.т.н., с.н.с. ОСП НИИПММ ТГУ, e-mail: ziatdinovm@mail.ru.

Жуков Илья Александрович, – к.т.н., н.с. ИПХЭТ СО РАН, e-mail: gofra930@gmail.com.

Ворожцов Сергей Александрович, к.т.н., с.н.с. ТГУ, e-mail: vorn1985@gmail.com.

Матвеев Алексей Евгеньевич, студент ФТФ ТГУ, e-mail: cool.mr.c@mail.ru.

Титов Сергей Сергеевич, к.т.н., ученый секретарь ИПХЭТ СО РАН, e-mail: titov.sergey.s@gmail.com.