

УДК 621.762.52

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-69-75

## Макроструктура и прочность композита Al–Zn–Sn, полученного жидкофазным спеканием смеси порошков сплава Al–Zn и чистого олова

© 2018 г. Н.М. Русин, А.Л. Скоренцев

Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск

Национальный исследовательский Томский политехнический университет (ТПУ)

Статья поступила в редакцию 13.04.17 г., доработана 22.05.17 г., подписана в печать 12.07.17 г.

Исследованы особенности жидкофазного спекания прессовок из смеси порошков сплава Al–10Zn и олова марки ПО 2, а также влияния его режимов на структуру и прочность формирующегося антифрикционного композита состава (Al–10Zn)–40Sn. Пористость исходных сырых прессовок варьировалась в интервале 5–18 %. Спекание прессовок проводилось в вакуумной печи при остаточном давлении газов не выше  $10^{-2}$  МПа. Температура спекания варьировалась в пределах 550–615 °С и отвечала частичному смачиванию алюминия жидким оловом. Время выдержки образцов при заданной температуре спекания составляло от 30 до 180 мин. Структурные исследования показали, что размер частиц алюминиевой и оловянной фаз увеличивался по мере повышения температуры спекания и времени выдержки. Механические свойства спеченных композитов определялись путем испытания их на сжатие. Испытываемые образцы вырезались из середины спеченных прессовок. Установлено, что образцы из спеченного сплава (Al–10Zn)–40Sn обладают хорошей пластичностью и, вследствие более интенсивного деформационного упрочнения матрицы, при больших степенях осадки демонстрируют более высокую прочность, чем спеченный композит Al–40Sn с чистой алюминиевой матрицей. Обнаружено, что наиболее прочными являются спеченные композиты, полученные из высокоплотных сырых прессовок, подвергнутых предварительной низкотемпературной выдержке. По результатам исследований делается вывод, что метод жидкофазного спекания в указанном интервале температур позволяет получать композиты состава (Al–10Zn)–40Sn со связанным алюминиевым каркасом, эффективно препятствующим локализации деформации в прослойках мягкой оловянной фазы. Оптимальная температура спекания не должна превышать 600 °С.

**Ключевые слова:** композит (Al–Zn)–Sn, жидкофазное спекание, структура и прочность двухфазных МКМ.

**Русин Н.М.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории физики наноструктурных функциональных материалов ИФПМ СО РАН (634055, г. Томск, Академический пр-т, 2/4). E-mail: rusinnm@mail.ru.

**Скоренцев А.Л.** – канд. техн. наук, мл. науч. сотрудник той же лаборатории ИФПМ СО РАН; инженер кафедры общей физики ТПУ (634050, г. Томск, пр-т Ленина, 30). E-mail: skoralexan@mail.ru.

**Для цитирования:** Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Макроструктура и прочность композита Al–Zn–Sn, полученного жидкофазным спеканием смеси порошков сплава Al–Zn и чистого олова // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 2. С. 69–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-69-75.

Rusin N.M., Skorentsev A.L.

### Macrostructure and strength of Al–Zn–Sn composite produced by liquid phase sintering of Al–Zn alloy and pure tin powder mixture

The paper studies the liquid phase sintering features of compacts made of Al–10Zn alloy and Grade PO 2 tin powder mixture as well as the effect of sintering modes on the structure and strength of the (Al–10Zn)–40Sn antifriction composite formed. The porosity of original raw compacts ranged from 5 to 18 %. They were sintered in a vacuum furnace at a residual pressure of gases lower than  $10^{-2}$  MPa. Sintering temperature varied from 550 to 615 °C, where partial aluminum wetting with liquid tin was observed. Sample holding time at a given sintering temperature was 30–180 min. Structural studies have shown that the particle size of aluminum and tin phases increased with an increase in sintering temperature and holding time. Mechanical properties of sintered composites were determined by the compression test. Test samples were cut from the middle area of sintered compacts. The tests have shown that (Al–10Zn)–40Sn composite samples have high ductility. Moreover, these samples exhibit higher strength in comparison with Al–40Sn sintered composite with a pure aluminum matrix due to more intensive strain hardening of the matrix at high deformation levels. It was found that the composites obtained when sintering samples with a low initial porosity and subjected to pre-exposure at low temperature have the highest strength. Based on the reported results it can be concluded that the liquid-phase sintering method within the specified temperature range allows to obtain the (Al–10Zn)–40Sn composites with a continuous aluminum matrix to effectively prevent localized deformation in the soft Sn interlayers. The optimum sintering temperature should not exceed 600 °C.

**Keywords:** (Al–Zn)–Sn composite, liquid-phase sintering, structure and strength of two-phase MMC.

**Rusin N.M.** – Cand. Sci. (Tech.), Senior researcher, Laboratory of physics of nanostructured functional materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS) (634055, Russia, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4). E-mail: rusinnm@mail.ru.

**Skorentsev A.L.** – Cand. Sci. (Tech.), Junior researcher, Laboratory of physics of nanostructured functional materials of ISPMS SB RAS; Engineer of Department of general physics, Tomsk Polytechnic University (634050, Russia, Tomsk, Lenin av., 30). E-mail: skoralexan@mail.ru.

**Citation:** Rusin N.M., Skorentsev A.L. Makrostruktura i prochnost' kompozita Al–Zn–Sn, poluchennogo zhidkofaznym spekaniem smesi poroshkov splava Al–Zn i chistogo olova. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 2. P. 69–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-69-75.

## Введение

Сплавы системы Al–Sn в настоящее время широко применяются в качестве материалов для антифрикционного покрытия подшипниковых вкладышей [1–6]. Сплавы часто подвергают упрочняющей обработке с целью повышения несущей способности покрытия [7–9]. Однако при концентрации олова выше 20 % обрабатываемость сплавов Al–Sn резко ухудшается из-за разрушения их матричного каркаса [10–14], обусловленного тем, что олово не растворяется в твердом алюминии, но хорошо его смачивает [15, 16]. При кристаллизации прослойки олова окружают зерна алюминиевой матрицы и препятствуют их срастанию между собой в непрерывный каркас, который не может воспрепятствовать локализации деформации в прослойках [17]. Однако если зерна в алюминиевой матрице связаны в непрерывный каркас, то износостойкость сплавов Al–Sn с большим содержанием олова при сухом трении существенно возрастает [18].

Создать такой матричный каркас можно за счет формирования прочных шеек спекания между Al-порошинками. Цепочки из них остаются непрерывными даже при концентрации олова 50 %, хотя число контактов на частицу снижается [19] и растет вклад деформационной составляющей в износ композиционного материала (КМ) [18]. Возможным решением данной проблемы может оказаться дополнительное упрочнение матрицы легированием. Причем использовать в качестве упрочняющих добавок в смесь надо не отдельные порошки, которые изолируются жидким оловом от Al [20, 21], а порошки готового алюминиевого сплава.

Целью настоящей работы являлось подтверждение перспективности такого подхода для получения самосмазывающихся КМ Al–Sn со связанной и упрочненной легированием алюминиевой матрицей.

## Методика исследований

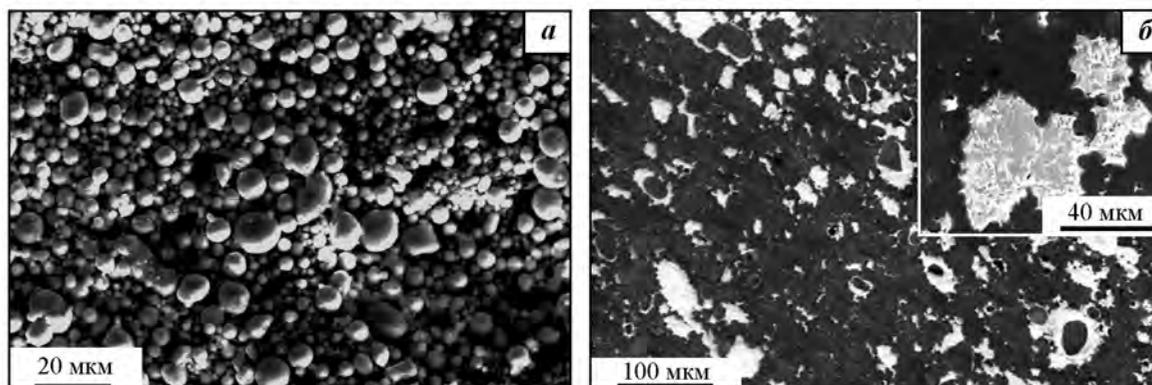
Для формирования алюминиевой матрицы использовали полученные распылением в атмосфере охлажденного азота [22] порошки сплава Al–10Zn. Их смешивали с промышленными порошками олова марки ПО 2 в весовой пропорции 3 : 2. Смешивание осуществлялось в течение 4 ч в смесителе типа «пьяная бочка». Из приготовленной смеси формовали образцы, которые затем спекали в вакуумной печи марки СНВЭ при остаточном давлении газов не выше  $10^{-2}$  Па.

Плотность сырых образцов определяли измерением их габаритов и массы, а плотность спеченных — гидростатическим взвешиванием в дистиллированной воде в соответствии с ГОСТ 25281-82. Теоретическую плотность материала рассчитывали по правилу идеальной смеси. Шлифы для изучения микроструктуры КМ готовили по обычной методике с последующим их травлением в слабом растворе азотной кислоты в спирте. Структурные исследования проводили (ЦКП ИФПМ СО РАН) с использованием электронного сканирующего микроскопа LEO EVA 50 («Carl Zeiss», Германия). Состав фаз и особенности распределения образующих их элементов исследовали с помощью встроенного в РЭМ микроанализатора.

Для определения механических свойств КМ из середины спеченных брикетов вырезали образцы размером  $5 \times 5 \times 10$  мм, которые подвергали сжатию на машине LFM-125 («Walter + Bai AG», Швейцария) со скоростью 0,5 мм/мин.

## Результаты эксперимента

Размеры исходных порошков сплава Al–10Zn не превышали 10–15 мкм (рис. 1, а). Порошки олова были гораздо крупнее, поэтому в прессовках они оказываются окруженными толстой оболочкой из сжатых порошков алюминиевого сплава (врезка на рис. 1, б), которые и при расплавлении



**Рис. 1.** Порошок сплава Al–10Zn (а) и структура прессовки (Al–10Zn)–40Sn до спекания (на врезке) и после ее выдержки в течение 20 мин при  $t = 600\text{ °C}$  (б)

олова остаются крепко связанными силами механического зацепления. Более плотная переукладка Al-порошинок в таком каркасе возможна, если жидкое олово их разблокирует. Причем для растекания Sn по прессовке даже при высокой температуре требуется некоторое время (рис. 1, б).

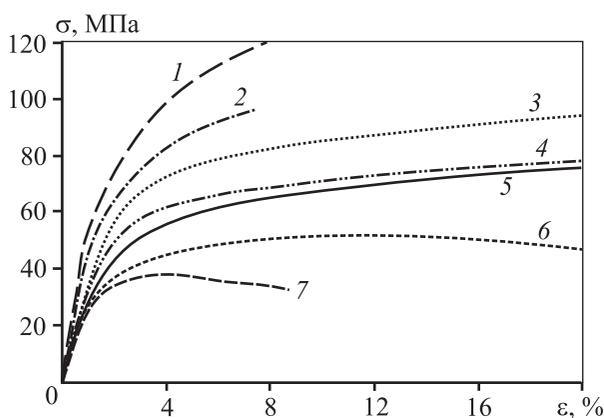
Было обнаружено, что с появлением жидкой фазы прессовки испытывают небольшой рост (~1 %), так как расплав, проникая на контакты твердых частиц, действует как гидравлический клин и раздвигает их, но после выдержки образцов при  $t = 570\text{ °C}$ ,  $\tau \sim 1\text{ ч}$  рост сменяется небольшой усадкой прессовок на 2–4 %. Ее величина с повышением температуры спекания растет, но, поскольку одновременно увеличивается количество выпотевшего олова, потери которого достигают 2 %, конечная пористость КМ остается относительно высокой. Как следствие, прочность спечен-

ного при  $t = 600\text{ °C}$  сплава (Al–10Zn)–40Sn оказывается даже ниже, чем у нелегированного, но менее пористого сплава Al–40Sn (рис. 2, кр. 4 и 5).

Поры в спеченном материале мелкие и располагаются в основном на границе фаз, поэтому их распределение в материале зависит от конфигурации фазовой структуры композита, формирующейся в процессе его спекания. Скорость протекания структурообразующих процессов, в свою очередь, контролируется диффузией и сильно зависит от температуры. Например, спекание при  $t = 570\text{ °C}$  уже приводит к росту алюминиевых частиц (рис. 3, а), хорошо заметному при сравнении их с исходными частицами (на врезке).

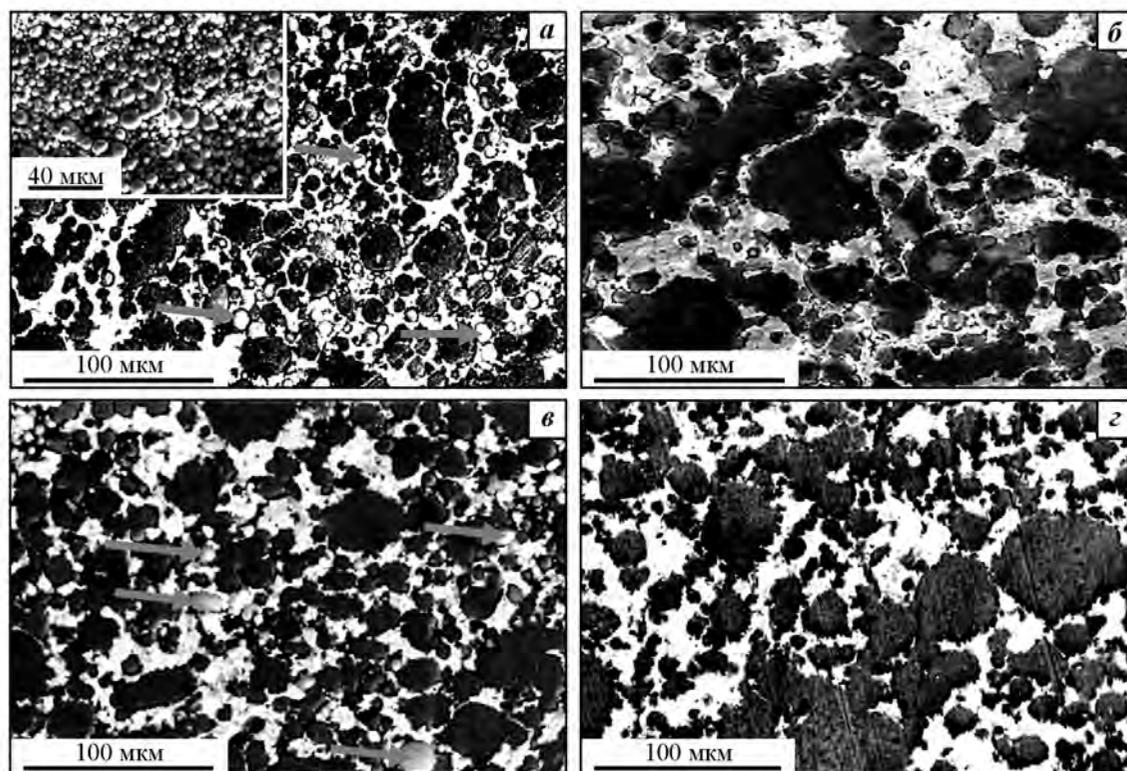
Укрупнение частиц происходит в первую очередь за счет исчезновения мелких фракций исходного порошка, тогда как самые крупные его частицы (показаны стрелками на рис. 3, а и в) сохраняются даже после спекания при  $t = 585\text{ °C}$  и исчезают лишь при увеличении температуры спекания до  $600\text{ °C}$  (рис. 3, з).

Продолжительное спекание при низкой температуре также приводит к росту алюминиевых зерен и заметному уменьшению числа пор (рис. 3, б). Например, дисперсность частиц матрицы после выдержки в течение 3 ч при  $570\text{ °C}$  была примерно такой же, как и после выдержки 1 ч при  $600\text{ °C}$  (рис. 3, з), — преобладали крупные Al-частицы, на поверхности которых наблюдалось множество мелких зубчиков. При этом в последнем случае шейки спекания между столкнувшимися частицами узкие, тогда как в ходе длительного спекания при  $570\text{ °C}$  они успевают развиться до контактов большого диаметра. Одновременно с описанным укрупнением частиц происходит слияние пор в пузыри, объем которых при равном давлении, со-



**Рис. 2.** Кривые течения сплава Al–10Zn (1) и спеченного Al (2), а также КМ на их основе: (Al–10Zn)–40Sn (3, 5–7) и Al–40Sn (4)

Режимы спекания:  $t = 640\text{ °C}$ ,  $\tau = 1\text{ ч}$  (1, 2);  $550\text{ °C}$ ,  $1\text{ ч} + 570\text{ °C}$ ,  $2\text{ ч}$  (3);  $600\text{ °C}$ ,  $1\text{ ч}$  (4, 5);  $585\text{ °C}$ ,  $1\text{ ч}$  (6);  $570\text{ °C}$ ,  $1\text{ ч}$  (7)



**Рис. 3.** Структура спеченных образцов состава (Al–10Zn)–40Sn

Температура спекания, °С: 570 (*а, б*), 585 (*в*) и 600 (*г*)

Время спекания, ч: 1 (*а, в, г*) и 3 (*б*)

гласно уравнению Лапласа, меньше суммы объемов слившихся пузырей, поэтому результирующая пористость материала несколько снижается.

Огрубление структуры матричных КМ всегда отрицательно сказывается на их прочности и пластичности. Поэтому была предпринята попытка снизить пористость композитов не за счет повышения температуры и времени их спекания, а путем сильного уплотнения смеси порошков перед спеканием. Пористость сырых, сильно сжатых прессовок ( $P_0$ ) не превышала 5 %, поэтому перед выходом на заданную температуру спекания они предварительно выдерживались 1 ч при 550 °С, для того чтобы дать возможность части захваченных при прессовании газов выйти наружу.

Обнаружилось, что объемные изменения образцов с закрытой пористостью при спекании непропорциональны и носят немонотонный характер. Так, после выдержки 5 мин при  $t = 570$  °С диаметр прессовки ( $d$ ) уменьшился (–1,5 %), а ее высота ( $h$ ) выросла (+3,6 %), т.е. в результате объем образца увеличился на 0,6 %. Рост образцов продолжается и в течение последующих 30 мин спекания:  $\Delta d/d_0 = -1,1$  %,  $\Delta h/h_0 = +4,6$  %, так что в результате

объем прессовок увеличился уже на 1,6 %. Снижение габаритов (усадка) плотно спрессованных брикетов при  $t = 570$  °С начинается лишь после длительной выдержки, но интенсифицируется с повышением температуры спекания. Например, после выдержки образцов в течение 30 мин при  $t = 600$  °С изменения их габаритов составили  $\Delta h/h_0 = +1,1$  %,  $\Delta d/d_0 = -1,6$  %. То есть в сумме исходный объем образцов уменьшился на 2,2 %, и их пористость снизилась.

В любом случае после спекания пористость плотно спрессованных образцов оказалась заметно ниже, а их прочность — заметно выше прочности полученных ранее образцов, спрессованных по обычному режиму и имеющих развитую сеть открытых пор, обеспечивающих свободный выход захваченным при прессовании газам.

Помимо пористости на прочности спеченных КМ (Al–10Zn)–40Sn сказываются также особенности распределения фаз. Это хорошо видно из сопоставления структур образцов, имеющих близкую (~5 %) пористость, но полученных по различным режимам спекания (см. рис. 3), и соответствующих кривых течения (см. рис. 2). При одинаковом

составе наилучшими механическими свойствами обладали композиты, полученные по режиму, включающему предварительную низкотемпературную выдержку при  $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

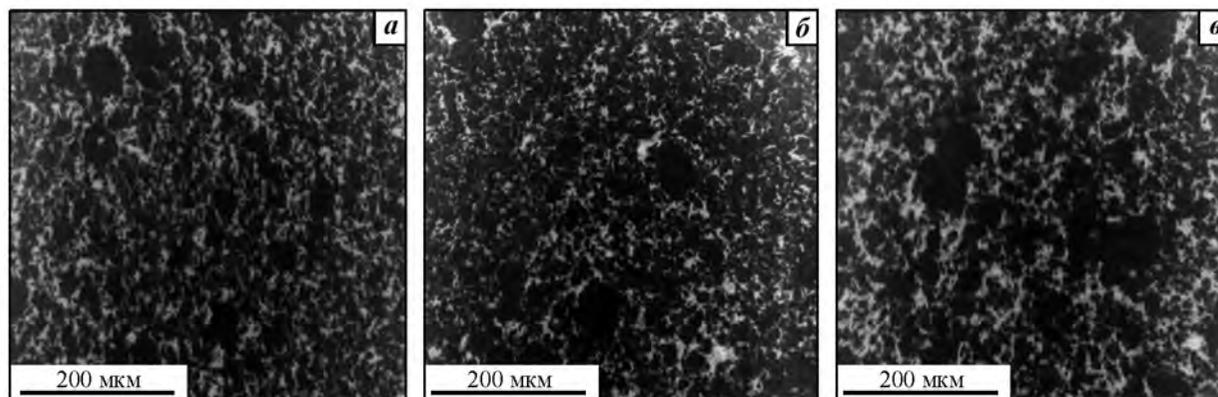
## Обсуждение результатов

Таким образом, из представленных результатов видно, что выбранный метод получения композитов Al—Sn с легированной матрицей и большим содержанием олова имеет перспективы. В частности, спекание прессовок из смеси порошков сплава Al—10Zn и чистого олова позволяет получать пластичный композит (Al—10Zn)—40Sn, который прочнее, чем его аналог Al—40Sn, за счет более выраженной способности легированной алюминиевой матрицы к деформационному упрочнению. Однако абсолютное значение прочности спеченного композита во многом зависит от состояния его пористой и матричной структуры.

Поры являются неотъемлемым элементом структуры спеченных материалов и ослабляют их за счет уменьшения эффективного сечения испытываемых образцов. Одновременно они являются концентраторами опасных напряжений и снижают пластичность испытываемых материалов, вызывая их преждевременное растрескивание. В случае, когда материал пластичный и испытывается на сжатие, пористость не является критическим параметром, поскольку при определенной степени осадки образцов заключенные в материале поры полностью сплющиваются и далее не снижают площадь эффективного сечения. Например, в нашем случае напряжение течения образцов с разной исходной пористостью не отличалось по величине уже после относительного их укорочения на  $\epsilon \approx 5\%$ .

Однако, когда по причине низкой температуры спекания или недостаточной длительности выдержки при спекании алюминиевый каркас в КМ еще не полностью сформировался и имеет низкую связанность, характер пластического течения образцов отличается. Действующие через весь образец плоскости максимального сдвигающего напряжения кооперируются в полосы, в границах которых сдвиг приводит к нарушению сплошности материала в виде зигзагообразных трещин, проходящих в основном по границам фаз. Поскольку олово при комнатной температуре не упрочняется, а недостаточно связанный алюминиевый каркас оказывает слабое сопротивление этому процессу, то течение материала все больше локализуется в таких полосах. Как следствие, напряжение течения композита по мере развития полосы его локализации в деформируемом образце начинает снижаться (см. кривые течения б и 7 на рис. 2). Трещинообразование ускоряется при наличии располагающихся на границе фаз пор. А когда формирующийся при спекании матричный каркас имеет высокую связанность, он неизбежно вовлекается в деформацию и, упрочняясь, активно препятствует ее локализации в одной из полос максимального сдвигающего напряжения, благодаря чему образец равномерно осаживается и его течение носит устойчивый характер (см. рис. 2, кр. 3—5).

При устойчивом пластическом течении нагружаемого материала темпы его разупрочнения не превышают темпов деформационного упрочнения. Однако абсолютное значение напряжения течения КМ с такой структурой будет зависеть как от степени легирования матрицы, так и, согласно закономерности Холла—Петча, от дисперсности составляющих ее зерен.



**Рис. 4.** Структура сплава (Al—10Zn)—40Sn, полученного спеканием по режиму:  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1 ч с последующим нагревом до  $570\text{ }^{\circ}\text{C}$  и выдержкой 5 мин (а) и 2 ч (б), а также нагревом до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  и выдержкой 30 мин (в)

Например, кривые устойчивого течения на рис. 2 располагаются практически параллельно, но разность по высоте залегания между ними составляет порядка 30 МПа. Это достаточно много для алюминиевых сплавов, хотя испытываемые образцы имели одинаковый состав и примерно равную пористость. Поэтому объяснить наблюдаемую разность  $\Delta\sigma$  можно тем, что спеченные при  $t = 600^\circ\text{C}$  композиты имели крупнозернистую матрицу, тогда как зерна матрицы в спеченных при низкой температуре плотно спрессованных образцах оставались относительно мелкими (рис. 4). Видимо, в этом случае олово при  $t = 550^\circ\text{C}$  успеваает растечься по прессовке и препятствует сталкиванию и срастанию алюминиевых частиц при последующем спекании при более высоких температурах, из-за чего их укрупнение происходит в основном за счет относительно медленной перекристаллизации растворенных атомов через расплав. Как результат, напряжение течения мелкозернистой матрицы было выше.

## Заключение

Из представленных результатов следует, что способ получения самосмазывающихся композитов Al—Sn с упрочненной матрицей путем жидкофазного спекания порошков легированного алюминия и олова может иметь перспективы, если в ходе спекания смачивание Al-порошков жидким оловом носит ограниченный характер (двугранный угол больше нуля, но меньше  $90^\circ$ ). Неполное смачивание приводит к тому, что порошки алюминиевого сплава мало растворяются в жидкой фазе и не обогащают ее цинком до концентраций, способных вызвать снижение пластичности и повышение напряжения течения олова.

В то же время действующие капиллярные силы способствуют сближению и перегруппировке частиц твердой фазы в более плотную конфигурацию. Пришедшие в контакт алюминиевые частицы срастаются под влиянием высокой температуры, образуя непрерывную прочную алюминиевую матрицу, эффективно сопротивляющуюся локализации деформации. Пластичность спеченных композитов при этом остается высокой. Можно ожидать, что по сравнению с обычными КМ Al—Sn полученные материалы будут обладать лучшим сопротивлением изнашиванию при сухом и граничном трении, особенно при повышенных нагрузках.

Работа выполнена в рамках проекта СО РАН (программа III.23.2.4) при частичном финансировании по проектам РФФИ № 16-08-00603 и № 16-38-00236.

## Литература/References

1. Bushe N.A., Goryacheva I.G., Makhovskaya Yu.Yu. Effect of aluminum alloy composition on self-lubrication of frictional surfaces. *Wear*. 2003. Vol. 254. P. 1276—1280.
2. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М., Гуляев А.С. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974; Bushe N.A., Dvoskina V.A., Rakov K.M., Gulyaev A.S. Podshipniki iz aluminievyykh splavov [Bearings made of aluminum alloys]. Moscow: Transport, 1974.
3. Kostornov A.G., Fushchich O.I. Sintered antifriction materials. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2007. Vol. 46. No. 9-10. P. 503—512.
4. Abed E.J. Study of solidification and mechanical properties of Al—Sn casting alloys. *Asian Trans. Eng.* 2012. Vol. 2. No. 3. P. 89—98.
5. Harris S.J., McCartney D.G., Horlock A.J., Perrin C. Production of ultrafine microstructures in Al—Sn, Al—Sn—Cu and Al—Sn—Cu—Si alloys for use in tribological applications. *Mater. Sci. Forum.* 2000. Vol. 331-337. P. 519—526.
6. Tanaka T., Sakamoto M., Yamamoto K., Sato Y., Kato T. Aluminum-based bearing alloy with excellent fatigue resistance and anti-seizure property: Pat. 5162100 (USA). 1992.
7. Hernandez O., Gonzalez G. Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al—Sn alloys. *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. P. 534—541.
8. Xu K., Wongpreedee K., Russel A.M. Microstructure and strength of a deformation processed Al—20%Sn in situ composites. *J. Mater. Sci.* 2002. Vol. 37. P. 5209—5214.
9. Liu X., Zeng M.Q., Ma Y., Zhu M. Wear behavior of Al—Sn alloys with different distribution of Sn dispersoids manipulated by mechanical alloying. *Wear*. 2008. Vol. 265. P. 1857—1863.
10. Kim K.H., Slazhniev M.A., Kim S.W., Sim H.S., Euh K. Study of controlled segregation of Al—Sn alloys for bearings. In: *Proc. 8-th Int. Conf. on Electromagnetic processing of materials (EPM2015)* (Cannes, France, 2015). <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01334926>.
11. Nassar A., Taha A.S., Labeeb A., Gouda S.A. Structure and properties of the Al—Sn—Cu bearing alloy under different cold rolling conditions. *J. Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 5. No. 7-8. P. 298—304. DOI: 10.17265/2161-6221/2015-7-8.007.
12. Figueroa C.G., Ortega I., Jacobo V.H., Ortiz A., Bravo A.E., Schouwenaars R. Microstructures of tribologically mo-

- dified surface layers in two-phase alloys. *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2014. Vol. 63. P. 012018. DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012018.
13. *Dhokey N.B., Athavale V.A., Narkhede N., Kamble M.* Influence of mixing technique on sintering response of binary aluminium alloy powders. *Adv. Mat. Lett.* 2013. Vol. 4 (2). P. 164–168. DOI: 10.5185/amlett.2012.6369.
  14. *Zhiming W., Hoaran G., Guorong Z., Zhongquan G., Xinying T.* Temperature-induced anomalous structural changes of Al–12wt.%Sn–4wt.%Si melt and its influence on as-cast structure. *China Foundry.* 2010. Vol. 7. No. 2. P. 138–142.
  15. *Straumal B., Molodov D., Gust W.* Grain boundary wetting phase transitions in the Al–Sn and Al–Sn–Pb systems. *Mater. Sci. Forum.* 1996. Vol. 207–209. P. 437–440.
  16. *Evans E.B., McCormick M.A., Kennedy S.L., Erb U.* The effect of inclusion size on grain boundary wetting in Al–Sn alloys. *Appl. Phys.* 1987. Vol. A 42. P. 269–272.
  17. *Русин Н.М., Иванов К.В.* Особенности пластического течения порошкового сплава Al–40Sn при экструзии. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2011. No. 2. С. 48–54; *Rusin N.M., Ivanov K.V.* Osobennosti plasticheskogo techeniya poroshkovogo splava Al–40Sn pri ekstruzii [Features of plastic flow of Al–40Sn powder alloy during extrusion]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2011. No. 2. P. 48–54.
  18. *Rusin N.M., Skorentsev A.L., Kolubaev E.A.* Structure and tribotechnical properties of Al–Sn alloys prepared by the method of liquid-phase sintering. *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol. 1040. P. 166–170.
  19. *Русин Н.М., Скоренцев А.Л.* Способ получения износостойкого антифрикционного самосмазывающегося сплава: Пат. 2492964 (РФ). 2013; *Rusin N.M., Skorentsev A.L.* Sposob polucheniya iznosostoikogo antifriktsionnogo samosmazuyayushchegosya splava [Method of obtaining the wear-resistant antifriction self-lubricating alloy]: Pat. 2492964 (RF). 2013.
  20. *Harris S.J., McCartney D.G., Horlock A.J., Porrin C.* Production of ultrafine microstructure in Al–Sn, Al–Sn–Cu and Al–Sn–Cu–Si alloys for use in tribological application. *Mater. Sci. Forum.* 2000. Vol. 331–337. P. 519–526.
  21. *Kotadia H.R., Patel J.B., Fan Z., Doernberg E., Schmid-Fetzer R.* Solidification and processing of aluminum based immiscible alloys. In: *Aluminium alloys: Fabrications, characterization and applications II.* TMS. 2009. P. 81–86.
  22. *Гопиенко В.Г., Черепанов В.П., Галанов А.И., Петрович С.Ю., Липухин Е.А., Буров В.П., Мананников Н.В.* Установка для получения металлических порошков распылением расплавов: Пат. 2229960 (РФ). 2004; *Gopienko V.G., Cherepanov V.P., Galanov A.I., Petrovich S.Yu., Lipukhin E.A., Burov V.P., Manannikov N.V.* Ustanovka dlya polucheniya metallicheskih poroshkov raspyleniem rasplavov [Device for the production of metal powders by spraying melts]: Pat. 2229960 (RF). 2004.