

УДК 621.762.52

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-1-20-28

Спекание как метод получения прочных композитов Al–Sn с большим содержанием второй фазы

© 2017 г. Н.М. Русин, А.Л. Скоренцев

Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск
Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Статья поступила в редакцию 11.02.16 г., доработана 03.03.16 г., подписана в печать 10.03.16 г.

Исследованы структура и механические свойства композитов Al–Sn, полученных жидкофазным спеканием в вакууме смеси порошков алюминия (АСД-4) и олова (ПО2). Спекание сырых брикетов пористостью ~15 % осуществляли при температуре 570–620 °С и времени выдержки от 0,5 до 2,0 ч. Концентрация олова в брикетах увеличивалась с шагом 10 мас.% и достигала 50 мас.%. Установлено, что метод жидкофазного спекания позволяет получать композиты с большим содержанием второй фазы и непрерывной Al-матрицей, способной препятствовать локализации деформации в прослойках мягкой Sn-фазы при внешнем нагружении. Оптимальный режим спекания композитов соответствует температуре 600 °С и выдержке в течение 1 ч. С повышением доли олова связанность алюминиевой матрицы снижается, при этом она остается непрерывной при содержании олова до 50 мас.% (27 об.%). Оценка механических свойств спекенных материалов проводилась путем испытания на сжатие. Прочность полученных спекенных композиционных материалов (КМ) описывается уравнением идеальной смеси: $\sigma_{KM} = \sigma_{Al}f_{Al} + \sigma_{Sn}f_{Sn}$, где σ_{Sn} – константа, поскольку олово не упрочняется, а значение σ_{Al} определяется из кривой сжатия чистого алюминия.

Ключевые слова: жидкофазное спекание, антифрикционные сплавы Al–Sn, структура, прочность на сжатие.

Русин Н.М. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории физики наноструктурных функциональных материалов ИФПМ СО РАН (634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4). Тел.: (3822) 286-844. E-mail: rusinnm@mail.ru.

Скоренцев А.Л. – мл. науч. сотр. той же лаборатории ИФПМ СО РАН, инженер Физико-технического института Национального исследовательского Томского политехнического университета (634050, г. Томск, пр. Ленина, 30). Тел.: (3822) 286-962. E-mail: skoralexan@mail.ru.

Для цитирования: Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Спекание как метод получения прочных композитов Al–Sn с большим содержанием второй фазы // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 1. С. 20–28. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-1-20-28.

Rusin N.M., Skorentsev A.L.

Sintering as a method of producing hard Al–Sn composites with a high second phase content

The structure and mechanical properties of Al–Sn composites produced by vacuum liquid-phase sintering of a mixture of aluminum (ASD-4) and tin (PO2) powders were studied. Sintering of raw briquettes with a porosity of ~15 % was carried out at a temperature of 570–620 °C and a holding time of 0,5 to 2,0 hours. The tin concentration in briquettes was increased by step of 10 wt.% and reached 50 wt.%. It was found that the liquid-phase sintering method makes it possible to produce composites with a high second phase content and a continuous Al-matrix capable to prevent localization of deformation in layers of soft Sn-phase under external loading. The optimal composite sintering mode corresponds to a holding time of 1 hour at a temperature of 600 °C. The increase of tin proportion leads to a decrease of the aluminum matrix binding, wherein the matrix remains continuous when the tin content does not exceed 50 wt.% (27 vol.%). Evaluation of mechanical properties of sintered materials was carried out by the compression test. The strength of produced sintered composite materials (CM) is described by an ideal mixture formula: $\sigma_{KM} = \sigma_{Al}f_{Al} + \sigma_{Sn}f_{Sn}$, where σ_{Sn} is a constant, because tin is not hardened, and σ_{Al} value is determined by the compression curve of pure aluminum.

Keywords: liquid-phase sintering, Al–Sn antifricition alloys, structure, compression strength.

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

Skorentsev A.L. – junior researcher of Laboratory of Physics of nanostructured functional materials of ISPMS SB RAS, engineer of Institute of Physics and Technology of National Research Tomsk Polytechnic University (634050, Russia, Tomsk, Lenin pr., 30). E-mail: skoralexan@mail.ru.

Citation: Rusin N.M., Skorentsev A.L. Spekanie kak metod polucheniya prochnykh kompozitov Al–Sn s bol'shim soderzhaniem vtoroi fazy. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 1. P. 20–28. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-1-20-28.

Введение

Антифрикционные сплавы на основе алюминия в условиях контактного трения подвержены адгезионному износу, и для повышения давления схватывания в них вводят олово. Как правило (ГОСТ 14113-78), его концентрация не превышает 20 мас.% (10 об.%), так как при большем содержании происходит резкое снижение несущей способности сплавов, ухудшаются их пластичность и обрабатываемость давлением [1]. Основной причиной отрицательного влияния большого количества олова на механические свойства сплавов является дезинтеграция Al-матрицы плоскими прослойками второй фазы на несвязанные фрагменты. При нагружении композиционного материала (КМ) с такой структурой деформация локализуется в узких прослойках мягкой фазы, и ресурс их пластичности быстро исчерпывается [2].

Обособление алюминиевых зерен оловянными прослойками является закономерным процессом при кристаллизации расплава Al—Sn, так как выпадающие зародыши алюминиевой твердой фазы, согласно диаграмме равновесия фаз [3], практически не содержат олова (рис. 1, а). Оно вытесняется на периферию растущих зародышей и препятствует их непосредственному контакту и срастанию. Разделению Al-зерен способствует и тот факт, что угол смачивания (θ) их жидким оловом при температуре $t > 617 \pm 1$ °С равен нулю (рис. 1, б) [4–6].

Миновать область высоких температур с нулевым углом смачивания при получении литьем сплавов Al—Sn нельзя. Поэтому предпринимались попытки добиться фрагментации оловянных включений за счет высокой скорости охлаждения расплава — например, разливом его в металлические изложницы с высокой теплопроводностью или посредством магнетронного распыления мелких капель расплава на охлаждаемую подложку, а также с помощью других способов [7–9]. Было обнаружено, что диспергирование включений олова благодаря высокой скорости охлаждения расплава возможно только при низкой его концентрации. Если содержание олова в расплаве больше 20 мас.%, то в любом случае оно формирует непрерывную сетку по границам Al-зерен [10].

Следовательно, для снижения негативного влияния повышенной концентрации олова на несущую способность композитов Al—Sn при их получении нужно создать такие условия, при которых одновременно с формированием оловянной

сетки алюминиевая матрица также будет образовывать непрерывный каркас. Для этого необходимо кристаллизующуюся твердожидкую массу некоторое время выдержать при температуре, при которой угол смачивания алюминия оловом будет $\theta > 0$. Тогда столкнувшиеся твердые Al-частицы могут срастаться, образуя совместную когезивную границу, энергия которой ниже энергии межфазных границ. То есть структура КМ, устойчивого к деформирующим нагрузкам, должна состоять из вложенных друг в друга непрерывных Al- и Sn-сеток.

Другое дело, что при выдерживании кристаллизующегося расплава, в котором Al-частицы изначально окружены жидкими прослойками, неизбежно будет иметь место интенсивное расслоение отличающихся по плотности фаз. Конечная структура композитов Al—Sn с большим содержанием олова становится сильно неоднородной, что

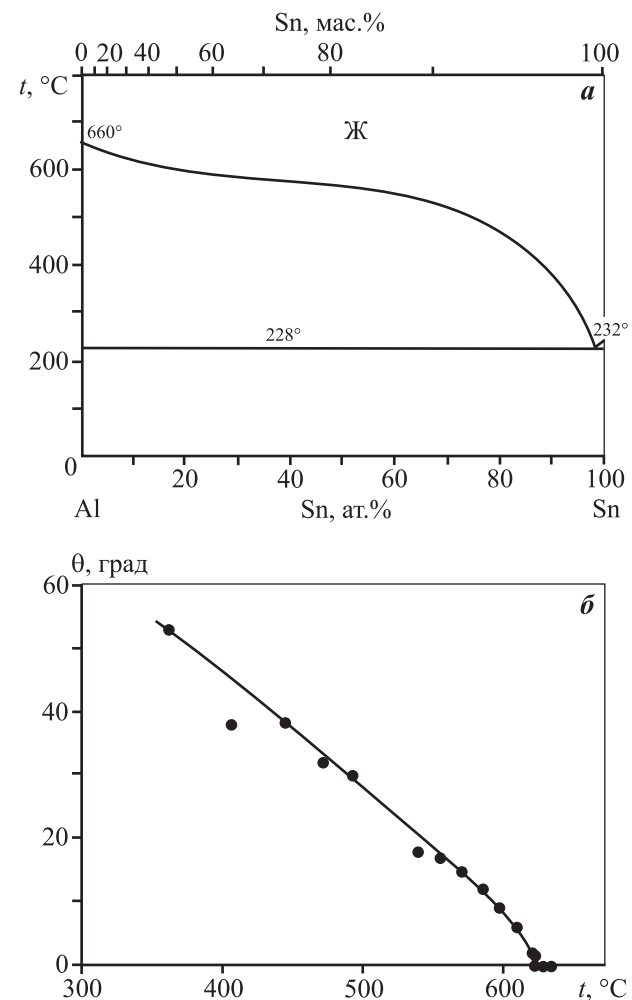


Рис. 1. Фазовая диаграмма Al—Sn (а) и температурная зависимость угла смачивания алюминия оловом (б)

также негативно влияет на их механические свойства. Однако указанного расслоения фаз можно избежать, если к температуре твердожидкого состояния системы Al—Sn подходить путем нагрева смеси порошков Al и Sn. В этом случае из-за низкого порога перколяции [11] порошки алюминия уже в сырой смеси будут образовывать непрерывные цепочки даже при концентрации олова много больше 10 об.%.

В насыпке из чистых алюминиевых порошков такие цепочки естественны, и при ее уплотнении порошки деформируются, площадь контактов между ними увеличивается, а сами контакты становятся прочнее из-за сил трения. Соединению таких порошков в более прочный каркас препятствует поверхностная оксидная пленка на контактах, которая не позволяет сблизиться металлическим поверхностям на расстояние порядка параметра решетки даже при большой их деформации [12, 13]. Упрочнение таких контактов обычно имеет место при температуре прессования выше 450 °С.

Однако горячее прессование не способствует соединению твердых Al-частиц, если они разделены Sn-прослойками, поскольку последние действуют как смазка. Силы трения не удерживают прижимаемые Al-частицы в контакте, они проскальзывают как целое и мало деформируются, из-за чего поверхностные оксидные пленки не разрушаются и препятствуют установлению прочного алюминиевого каркаса [14]. Если в процессе горячего прессования олово расплавляется, то его смазочный эффект усиливается, что еще больше способствует сохранению оксидных пленок на поверхности Al-частиц. В этом случае спекание является альтернативным экструзии способом соединения Al-частиц в прочные цепочки.

При нагреве Al-порошинки начинают расширяться, и их коэффициент термического расширения много больше, чем у оксидов. Поэтому при определенной температуре хрупкая тонкая оксидная пленка не выдерживает деформации и начинает растрескиваться. Появляются участки свежей поверхности, которую олово может смачивать и, таким образом, растекаться по прессовке. Одновременно, порошинки алюминия начинают выходить из зацепления и под действием капиллярных сил укладываться в более плотную конфигурацию, меняя соседей, с возможностью образования прочных шеек спекания на контактах с благоприятно ориентированными поверхностями.

Цель настоящей работы — проверить правильность выдвинутых предположений и определить режимы жидкофазного спекания порошковых смесей Al—Sn, позволяющих при большой концентрации олова получать композиты с непрерывной матрицей, способной воспринимать внешнюю нагрузку.

Методика исследований

В качестве исходного материала использовались прессовки из смеси порошков чистых алюминия и олова промышленных марок АСД-4 и ПО2 соответственно. Смеси готовили в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 4 ч, а затем прессовали в прямоугольные брикеты с пористостью ~15 %. Спекание брикетов осуществляли в вакуумной печи при давлении не выше 10^{-2} МПа. Концентрация олова в брикетах увеличивалась с шагом 10 мас.% и достигала 50 мас.%. Температуру спекания образцов варьировали в пределах 570—620 °С, а время их выдержки — от 30 до 120 мин.

Плотность спеченных образцов определяли по методу гидростатического взвешивания на лабораторных весах 4-го класса точности. Из центральной части спеченных брикетов вырезали образцы размером 5×5×10 мм, которые испытывали на сжатие при скорости осадки 0,5 мм/мин.

Шлифы для исследований структуры готовили путем шлифования поверхности образцов на наждачной бумаге с убывающей крупностью абразивных частиц, а затем ее полирования на сукне с нанесенной алмазной пастой, в которой размер абразивных частиц не превышал 1 мкм. После механической полировки поверхность шлифов подтавливалась в 4 %-ном водном растворе азотной кислоты. Структуру шлифов изучали с помощью металлографического (АЛЬГАМИ МЕТ 1 М) и сканирующего электронного (LEO EVO 50) микроскопов (ЦКП ИФПМ СО РАН).

Результаты и их обсуждение

Объемная концентрация в смеси более тяжелого, чем алюминий, олова сильно отличается от массового его содержания, поэтому в сырых прессовках всех составов порошки олова располагаются довольно далеко друг от друга в виде отдельных частиц, окруженных алюминиевой матрицей (рис. 2). При их расплавлении олово, ввиду плохого смачивания им алюминия, остается на исходных

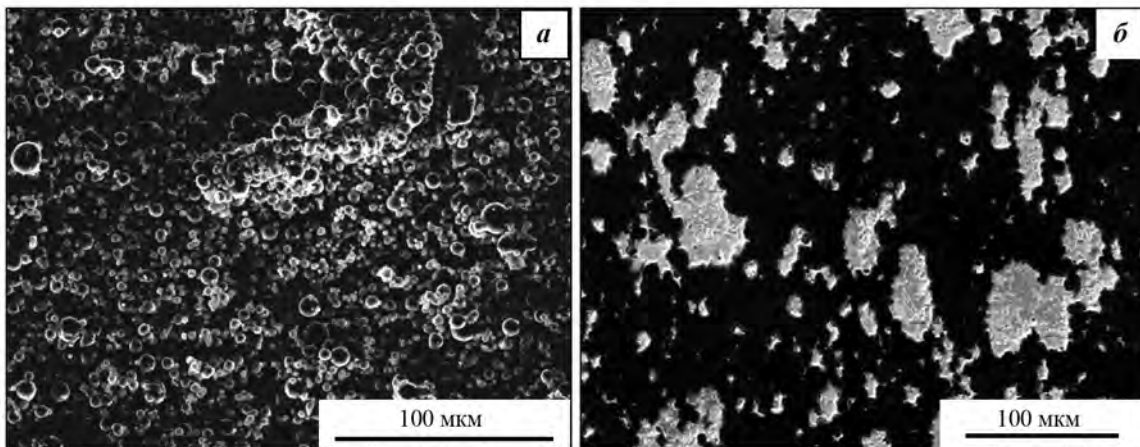


Рис. 2. Исходный порошок АСД-4 (а) и сырая прессовка (б) смеси Al–40Sn

позициях, и алюминиевый каркас также сохраняется непрерывным. Однако для установления между контактирующими Al-частицами прочного соединения за счет взаимной диффузии атомов требуется длительное время выдержки при высокой температуре.

Так, прессовка из порошков АСД-4 после спекания в течение 2 ч при $t = 640$ °С все еще содержала 2 % пор, расположенных в междоузлиях частиц. Для их заполнения жидкая фаза должна мигрировать из мест ее компактного размещения, причем таким образом, чтобы на месте ее пребывания не оставалось пустот после растекания олова по прессовке. То есть растекание должно сопровождаться выходом частиц твердой фазы из зацепления и перегруппировкой их в более плотную конфигурацию под действием капиллярных сил. Чтобы достичь указанного результата, угол смачивания алюминия оловом не должен быть большим, но вместе с тем и не должен препятствовать срастанию алюминиевых частиц в непрерывный каркас.

Исходная пористость прессовок Al–Sn составляла ~15 %. Их спекали при $t = 570 \div 620$ °С, когда, согласно рис. 1, б, угол смачивания $\theta < 20^\circ$ с быстрым снижением до 0° при $t > 617$ °С. Результирующая структура сплава Al–40Sn, спеченного при указанных температурах, приведена на рис. 3.

После спекания при $t = 570$ °С, $\tau = 1$ ч, остаточная пористость КМ составляла ~8 % (см. таблицу). При указанной температуре жидкое олово проникает не на все контакты Al-порошка. И там, где они сохранялись, происходило срастание Al-порошинок в крупные малоподвижные агломераты (см. рис. 3, а). В результате структура композита стано-

вится неоднородной с бимодальным распределением Al-зерен по размерам. Крупные сросшиеся агломераты по периферии окружены обособленными мелкими частицами, которые препятствуют процессам их перегруппировки. Этому также способствует малый объем жидкой фазы ввиду низкой температуры спекания (см. рис. 1, а). Как следствие, уплотнение такого материала за счет перегруппировки частиц твердой фазы не полное.

При $t = 620$ °С угол смачивания алюминия оловом $\theta = 0$ (см. рис. 1, б). Расплав олова не только растекается по поверхности алюминиевых частиц, но и проникает по границам их зерен [4–6]. Растворение в нем атомов алюминия увеличивает количество жидкой фазы, поэтому уплотнение материала за счет перегруппировки частиц твердой фазы быстро завершается. Растворению в расплаве подлежат в первую очередь мелкие частицы. Они насыщают его атомами алюминия, которые затем диффундируют к местам с наименьшей кривизной поверхности и там выпадают из расплава. Растворение наиболее мелких частиц (зерен) и рост крупных приводят к огрублению структуры КМ.

Пористость спеченных сплавов Al–Sn

Sn, мас. %	Режим спекания		Пористость, %
	t , °С	τ , мин	
20	600	60	0,5
	570	60	8,0
40	600	30	12,2
	600	60	0,8
	600	120	1,2
	620	60	3,5

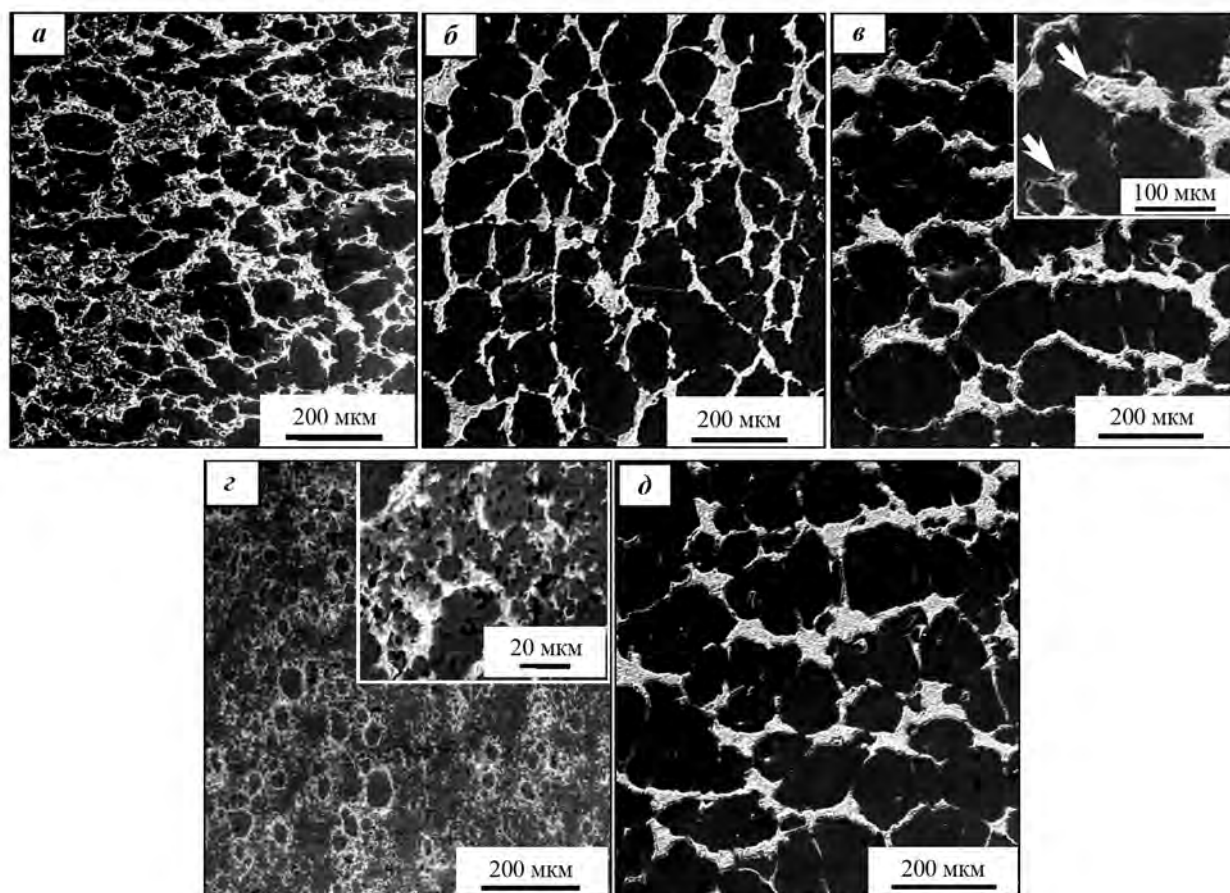


Рис. 3. Структура спекенного сплава Al–40Sn

Режимы спекания – t , °C: 570 (а), 600 (б, з, д), 620 (в); τ , мин: 60 (а–в), 30 (з) и 120 (д)

Поскольку энергия межфазных границ (γ_{S-L}) в системе Al–Sn зависит от структуры поверхности алюминиевых зерен [4–6], то благоприятно ориентированные их грани растут несколько быстрее, чем грани с иной ориентацией, и растущие частицы принимают вид многогранников (рис. 3, в). Частицы угловатой формы менее подвижны, и при охлаждении образцов и уменьшении количества жидкой фазы они плохо стягиваются к центру масс. В результате при уменьшении объема кристаллизующегося жидкого олова образуются усадочные раковины, которые повышают результирующую пористость образцов до 3,5 %.

Спекание прессовок Al–Sn при $t = 600$ °C протекает с промежуточной, по сравнению с рассмотренными случаями, интенсивностью. Из-за ненулевого угла смачивания значительная часть зерен алюминиевой фазы срастается в агломераты, а растворение оставшихся мелких частиц протекает с большей интенсивностью, чем при $t = 570$ °C. Они быстро исчезают и не препятству-

ют перегруппировке более крупных агломератов. Этому способствует и относительно большее количество жидкой фазы. В то же время процессы ограничения частиц Al-фазы в течение 1 ч не успевают развиться, и они сохраняют овальную форму, которая более удобна для перегруппировки. Данный факт, а также меньшее, чем при $t = 620$ °C, количество кристаллизующейся жидкости, приводят к тому, что доля остаточной пористости в спекенном при $t = 600$ °C композите минимальна и составляет всего ~0,8 %.

Время выдержки при указанной температуре также влияет на процесс формирования структуры КМ (см. рис. 3, з, д). Из фото 3, з следует, что непосредственно спеканию прессовки из порошковой смеси предшествует длительный подготовительный период, в течение которого расположенный на месте порошинок в междоузлиях расплав олова медленно распространяется по поверхности порошинок алюминия. В результате даже через 30 мин выдержки при $t = 600$ °C процесс распространения

олова еще не завершен, перегруппировка Al-частиц практически отсутствует и пористость прессовок остается высокой (~12 %), близкой к исходной.

По мере распространения расплава и увеличения его объема за счет растворившихся атомов твердой фазы частицы алюминия выходят из зацепления и перегруппировываются. Однако если продолжительность выдержки образцов при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ превышает 60 мин, то сильное развитие получают процессы огрубления структуры из-за перекристаллизации атомов алюминия через жидкую фазу. Рост Al-зерен приводит к вытеснению олова на периферию и утолщению его прослоек (см. рис. 3, д).

При охлаждении образцов защемленное между Al-частицами олово кристаллизуется с образованием усадочных пор (см. стрелки на рис. 3, в). Их объемная доля становится более 1 %. В пользу механизма образования пор как результата кристаллизации большого количества жидкой фазы свидетельствует и тот факт, что пористость сплава Al–20Sn, где доля расплава меньше, составляла ~0,5 % при прочих равных условиях (см. таблицу).

Таким образом, режим спекания прессовок Al–Sn при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч близок к оптимальному и позволяет получать высокоплотные КМ с равномерно распределенным по их объему оловом (рис. 4).

Обращает на себя внимание тот факт, что размер зерен алюминия, независимо от содержания олова в КМ, примерно одинаков. Следовательно, формирование матрицы происходит по единому механизму. Сначала следуют растекание расплава и фрагментация им исходных порошков, а затем — протекающее с одинаковой скоростью укрупнение Al-частиц путем растворения мелких и перекристаллизации растворившихся атомов через жидкую фазу. Толщина оловянных прослоек при этом растет с увеличением концентрации Sn в смеси, а связанность частиц матрицы уменьшается. Число контактов на одну Al-частицу снижается и при 50 %-ном содержании Sn-фазы составляет $2,0 \pm 0,1$, что соответствует минимальному числу контактов, при котором структуру еще можно считать связанной [14]. То есть каркас в спеченных КМ сохраняет свою связанность при объемной доле оло-

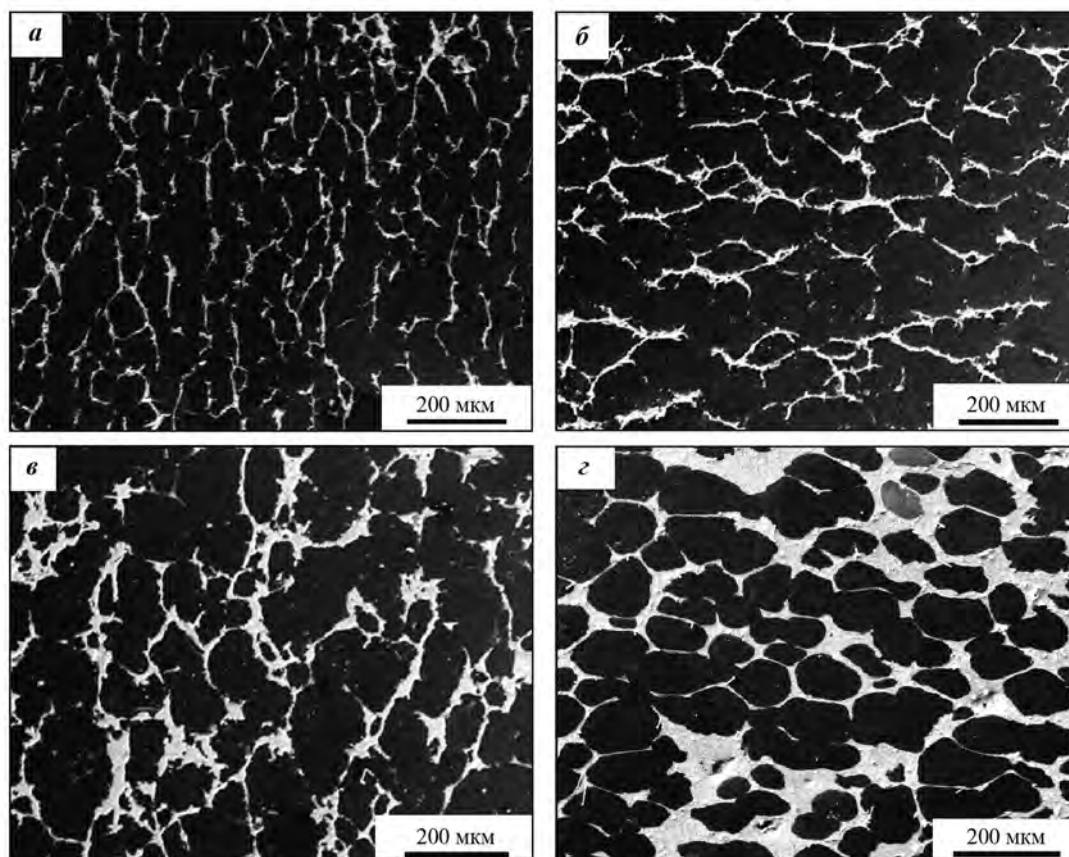


Рис. 4. Структура композитов Al–Sn, спеченных при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60$ мин
Sn, мас. %: а – 10; б – 20; в – 30; г – 50

ва вдвое большей (27 об.%), чем в литых промышленных сплавах Al—Sn.

Для того чтобы определить, насколько устойчив алюминевый каркас к внешней нагрузке, были проведены механические испытания на сжатие спеченных образцов. Кривые течения композитов Al—Sn различного состава при сжатии приведены на рис. 5. Видно, что спеченные КМ способны упрочняться при деформации, причем их упрочнение протекает примерно с одинаковой скоростью. Следовательно, независимо от содержания олова в испытываемых образцах, деформацию испытывают все зерна матрицы и ее локализации в прослойках мягкого олова не происходит. Высота расположения кривых течения определяется величиной условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, который несколько снижается с повышением концен-

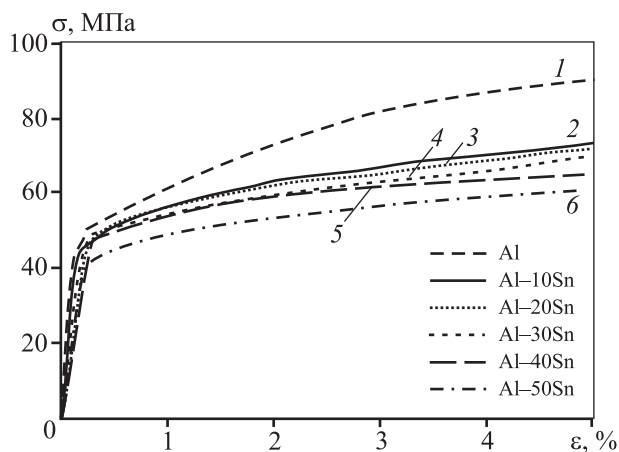


Рис. 5. Кривые течения (сжатия) спеченных (600 °С, 1 ч) композитов Al—Sn Sn, мас. %: 0 (1), 10 (2), 20 (3), 30 (4), 40 (5), 50 (6)

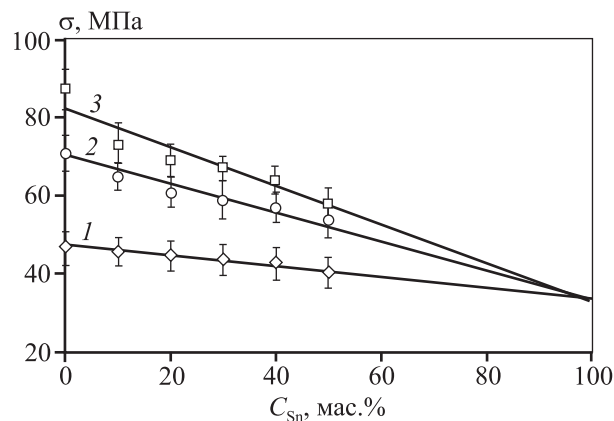


Рис. 6. Зависимость напряжения течения спеченных (600 °С, 1 ч) композитов Al—Sn от концентрации олова Деформация (ε), %: 1 — 0,2; 2 — 2; 3 — 4

трации мягкого олова в композитах (по правилу смеси).

Более наглядно характеризуют способность алюминевый каркас противостоять локализации деформации, с учетом особенностей распределения олова, графики зависимости « $\sigma(\epsilon) - C_{Sn}$ » на рис. 6.

В нашем случае графики представляют собой прямые, что свидетельствует о равной величине деформационного упрочнения КМ при одинаковой величине осадки образцов. Прямые сходятся в точке, соответствующей чистому олову. Следовательно, оно при деформации не упрочняется, поскольку из-за высокой гомологической температуры испытаний ($>0,6t_{пл}$) в олове активно протекают процессы рекристаллизации и отдыха.

Прямые на рис. 6 описываются уравнением типа $\sigma = A - BC_{Sn}$, где постоянные A и B имеют размерность МПа. Поскольку прямые пересекают ось « σ » в точках, отвечающих прочности чистого алюминевый образца, осаженого до той же величины, что и спеченные КМ, то, значит, постоянная A эквивалентна $\sigma_{\epsilon}(Al)$. Прочность КМ часто описывают по правилу смеси [15, 16]: $\sigma_{\epsilon}(KM) = \sigma_{\epsilon}(Al)C_{Al} + \sigma_{\epsilon}(Sn)C_{Sn}$, где $C_{Al} + C_{Sn} = 1$. Следовательно, уравнения прямых на рис. 6 можно представить в виде $\sigma_{\epsilon}(KM) = \sigma_{\epsilon}(Al) - [\sigma_{\epsilon}(Al) - \sigma_{\epsilon}(Sn)]C_{Sn}$. Наклон прямых определяется разностью в квадратных скобках. Поскольку $\sigma_{\epsilon}(Sn)$ не меняется, то, следовательно, темпы упрочнения композитов определяются упрочнением алюминевый фазы, величина которого в нашем случае оказывается для каждой прямой одной и той же. То есть при равной степени осадки образцов матрица в КМ упрочняется на одну и ту же величину, независимо от содержания олова.

По сути это означает, что прочность спеченных КМ при сжатии является величиной аддитивной, определяемой объемным соотношением Al- и Sn-фаз. Фазы в спеченных и деформируемых композитах Al—Sn не оказывают взаимного влияния и ведут себя как механическая смесь невзаимодействующих частиц, испытывающих равную деформацию независимо от особенностей их расположения в объеме образцов. Такое равномерное распределение деформации по объему КМ возможно только в том случае, если матрица эффективно сопротивляется локализации деформации и представляет собой прочный непрерывный каркас. Следовательно, спеченные композиты Al—Sn

обладают высокой несущей способностью даже при концентрации в них олова, вдвое превосходящей его содержание в промышленных литых сплавах данной системы.

Выводы

1. Спекание смеси порошков алюминия и олова при $t = 600$ °С в течение 1 ч позволяет получать высокоплотные композиционные материалы с непрерывной алюминиевой матрицей и равномерно распределенными в ней оловянными включениями.

2. Непрерывный матричный каркас препятствует локализации деформации в обрабатываемых давлением композитах и обеспечивает их высокую несущую способность при концентрации оловянной фазы, достигающей 50 мас.% (27 об.%).

3. Прочность спеченных и обработанных давлением композитов Al—Sn является величиной аддитивной, определяемой суммарным вкладом составляющих композит фаз.

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

1. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М., Гуляев А.С. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974.
2. 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.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996.
4. Straumal B., Molodov D., Gust W. Grain boundary wetting phase transitions in the Al—Sn and Al—Sn—Pb systems // Mater. Sci. Forum. 1996. Vols. 207—209. P. 437—440.
5. Straumal B., Risser S., Sursaeva V., Chenal B., Gust W. Grain growth and grain boundary wetting phase transitions in the Al—Ga and Al—Sn—Ga alloys of high purity // J. Physique IV France. 1995. Vol. 5. P. 233—241.
6. 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. A. 1987. Vol. 42. P. 269—272.
7. 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. Vols. 331—337. P. 519—526.

8. De Rosa H., Cardús G., Broitman E., Zimmerman R. Structural properties of AlSn thin films deposited by magnetron sputtering // J. Mater. Sci. Lett. 2001. Vol. 20. P. 1365—1367.
9. Kotadia H.R., Patel J.B., Fan Z., Doernberg E., Schmid-Fetzer R. Solidification and processing of aluminum based immiscible alloys // Aluminium alloys: Fabrications, characterization and applications II / Eds. W. Yin, S.K. Das, Z. Long. TMS, 2009. P. 81—86.
10. Valizadeh A.R., Kiani-Rashid A.R., Avazkonandeh-Gharavol M.H., Karimi E.Z. The influence of cooling rate on the microstructure and microsegregation in Al—30Sn binary alloy // Metallogr. Microstruct. Anal. 2013. Vol. 2. P. 107—112.
11. German R.M. Powder metallurgy and particulate materials processing. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2005.
12. Русин Н.М., Борисов С.С. Макроструктурные характеристики порошковой прессовки после РКУП // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2011. No. 4. С. 25—30.
13. Арефьев Б.А., Кулешов В.В., Пановко В.М., Ребров А.В., Савицкая Л.И. Компактирование быстрозакристаллизованного алюминия экструзией // Пластическая деформация конструкционных материалов. М.: Мир, 1988. С. 146—158.
14. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М.: Металлургия, 1977.
15. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Мишин И.П. Эволюция структуры и свойств композитов Al—Sn при деформации // Перспект. материалы. 2015. No. 6. С. 5—17.
16. 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.

References

1. Bushe N.A., Dvoskina V.A., Rakov K.M., Gulyaev A.S. Podshipniki iz aluminievykh splavov [Bearings of aluminum alloys]. Moscow: Transport, 1974.
2. Rusin N.M., Ivanov K.V. Osobennosti plasticheskogo techeniya poroshkovogo splava Al—40Sn pri extruzii [Features of plastic flow of powder alloy Al—40Sn during extrusion]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2011. No. 2. P. 48—54.
3. Diagrammy sostoyaniya dvoynikh metallicheskih sistem [The diagrams of binary metallic systems]. Ed. N.P. Lyakishev. Vol. 1. Moscow: Mashinostroenie, 1996.

4. Straumal B., Molodov D., Gust W. Grain boundary wetting phase transitions in the Al—Sn and Al—Sn—Pb systems. *Mater. Sci. Forum.* 1996. Vols. 207—209. P. 437—440.
5. Straumal B., Risser S., Sursaeva V., Chenal B., Gust W. Grain grows and grain boundary wetting phase transitions in the Al—Ga and Al—Sn—Ga alloys of high purity. *J. Physique IV France.* 1995. Vol. 5. P. 233—241.
6. 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. A.* 1987. Vol. 42. P. 269—272.
7. 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. Vols. 331—337. P. 519—526.
8. De Rosa H., Cardús G., Broitman E., Zimmerman R. Structural properties of AlSn thin films deposited by magnetron sputtering. *J. Mater. Sci. Lett.* 2001. Vol. 20. P. 1365—1367.
9. 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.* Eds. W. Yin, S.K. Das, Z. Long. TMS, 2009. P. 81—86.
10. Valizadeh A.R., Kiani-Rashid A.R., Avazkonandeh-Gharavol M.H., Karimi E.Z. The Influence of cooling rate on the microstructure and microsegregation in Al—30Sn binary alloy. *Metallogr. Microstruct. Anal.* 2013. Vol. 2. P. 107—112.
11. German R.M. Powder metallurgy and particulate materials processing. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2005.
12. Rusin N.M., Borisov S.S. Makrostrukturnye kharakteristiki poroshkovoi pressovki posle RKUP [Microstructural characteristics of powder compact after ECAP]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya.* 2011. No. 4. P. 25—30.
13. Arefev B.A., Kuleshov V.V., Panovko V.M., Rebrov A.V., Savitskaya L.I. Kompaktirovanie bystrozakristallizovannogo alyuminiya ekstruziei [Compacting of quickly crystallized aluminum by extrusion]. In: *Plasticheskaya deformatsiya konstruktsionnykh materialov [Plastic deformation of structural materials]*. Moscow: Mir, 1988. P. 146—158.
14. Chernyavskii K.S. Stereologiya v metallovedenii [Stereology in the metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1977.
15. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mishin I.P. Evolution of structure and properties of Al—Sn composites under deformation. *Inorganic Materials: Applied research.* 2015. Vol. 6. No. 5. P. 427—437.
16. 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.