

АДДИТИВНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПСЕВДОСПЛАВОВ Al-SnН.М. РУСИН¹, А.Л. СКОРЕНЦЕВ^{1,2}¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, РоссияE-mail: skoralexan@mail.ru**ADDITIVITY OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF Al-Sn
PSEUDOALLOYS**RUSIN N.M.¹, SKORENTSEV A.L.^{1,2}¹Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia²Tomsk Polytechnic University, Tomsk, RussiaE-mail: skoralexan@mail.ru

Annotation. The influence of deformation on the mechanical properties of sintered Al-Sn composites was investigated. It was found that under compression test the strength of investigated materials is an additive value and determined by the rule of mixture. After processing by ECAP the strength of sintered Al-Sn composites increases by more than 2 times but remains additive value. During ECAP, the strengthening of the composites is caused by grinding of the grain structure of the aluminum matrix.

Введение. Композиционные материалы (КМ) с не взаимодействующими фазами можно представить как механическую смесь составляющих их структурных элементов. Для оценки ряда свойств таких композитов, например, плотности, модуля упругости, твёрдости и др. можно применить правило смеси, подразумевающее, что искомое свойство обладает аддитивностью, то есть является суммой свойств составляющих КМ фаз, с учётом их объёмной доли:

$$G_{AB} = G_A f_A + G_B f_B, \quad (1)$$

где G и f являются искомым свойством и объёмной долей фазы с соответствующим индексом, соответственно, а $f_A + f_B = 1$. Аддитивность свойств G подразумевает также, что силы связи на границах фаз лишь удерживают их в едином конгломерате и не влияют на внутренние свойства фаз. То есть, форма и расположение фазовых включений на свойства композитов влияния не оказывают. При фиксированных значениях G_A и G_B , уравнение (1) есть уравнение прямой с одной переменной f :

$$G_{AB} = G_A - (G_A - G_B) f_B = G_B + (G_A - G_B) f_A. \quad (2)$$

Ряд композиционных материалов с металлической матрицей содержат пластический наполнитель и могут подвергаться «in situ» обработке, в ходе которой взаимное расположение частиц наполнителя и их форма меняются [1-3]. Если силы связи фаз велики, то даже при согласованном изменении формы границ фаз и отсутствии локализации деформации это приведёт к появлению здесь дополнительных напряжений. В результате принцип аддитивности нарушится, так как изменение удельной межфазной поверхности отразится на внутренних свойствах фаз. В отсутствие прочных связей между фазами изменение формы включений будет сопровождаться проскальзыванием по межфазным границам, и аддитивный характер свойств КМ сохранится.

В последнем случае, имея кривые течения каждой из фаз и учитывая их упрочнение при равных деформациях, можно априори рассчитать прочность всего композита по правилу смеси. На практике теоретическое значение прочности не всегда совпадает с экспериментальным её значением по причине неоднородного

распределения деформации по объёму материала при его обработке, локализации деформации, растрескиванию одной из фаз или их отслоения и ряда других причин [1-3]. Иногда прочность композитов становится даже выше, чем предсказывает правило смеси [4].

В триботехнике широкое распространение получили композиты с непрерывной алюминиевой матрицей, наполненной более мягкими включениями вторых фаз. Это может быть, например, олово, или другой мягкий материал (ГОСТ), химически не взаимодействующий с алюминием. В процессе получения готовых изделий, указанные КМ, как правило, подвергаются значительным деформациям, поэтому влияние пластической обработки на их механические свойства имеет большое практическое значение.

Цель настоящей работы – исследовать механические свойства композитов Al-Sn с различным содержанием второй фазы, подвергнутых деформациям, в том числе и с большой интенсивностью.

Материал и методика эксперимента. Образцы для исследований были получены спеканием порошков алюминия марки АСД-4 (ТУ 48-5-226-87) и олова марки ПО 2 (ГОСТ 9723-73). Концентрация последнего варьировалась от 0 до 50 вес.%, с шагом в 10%. При большем содержании включения Sn фрагментировали алюминиевую матрицу на несвязанные между собой агломераты, и матрица теряла непрерывность.

Спечённые образцы были подвергнуты испытаниям на сжатие, при скорости осадки 0,5 мм/мин. Высота образцов превышала их поперечный размер в 2 раза. Часть спечённых брикетов подвергалась интенсивной пластической обработке методом равноканального углового прессования (РКУП), а затем из них вырезались образцы для испытаний на сжатие. Спечённые заготовки перед РКУП нагревались до 200 °С, и далее подвергались заданному числу прессований. Достижение заданного числа РКУП осуществлялось непрерывным образом, без вынимания образцов из пресс-формы, что не позволяло им сильно охладиться.

Характер установившейся структуры исследовали с помощью РЭМ на шлифах, параллельных плоскости течения материала. Среднюю толщину межфазных прослоек определяли по методу секущей. Кроме того, измеряли твёрдость материала по методу Бринелля, а также микротвёрдость алюминиевой фазы с помощью прибора ПМТ-3.

Результаты и их обсуждение. Примеры структуры спечённых КМ Al-Sn приведены на рис. 1. Видно, что алюминиевые зёрна соединены между собой в непрерывные цепочки. Толщина и разветвлённость оловянных прослоек в КМ увеличиваются по мере повышения содержания олова. При концентрации его около 50% (~25% об.) прослойки второй фазы развиты настолько, что почти полностью разбивают алюминиевую матрицу на несвязанные агломераты Al зёрен, и число контактов на одну алюминиевую частицу становится меньше 2.

Испытания спечённых образцов на сжатие установили, что условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) КМ растёт с понижением f_{Sn} . При графическом отображении полученных результатов было обнаружено (рис. 2), что, несмотря на существенно разную исходную структуру образцов, измеренные значения $\sigma_{0,2}$ с высокой точностью ложатся на прямую, описываемую уравнением (2). Причём данному уравнению отвечает не только условный предел текучести спечённых КМ Al-Sn, но и напряжение течения композитов при больших деформациях, вызывающих упрочнение образцов.

Прямолинейный вид зависимости « $\sigma(\varepsilon) - C_{Sn}$ » указывает, что при равной величине осадки образцов Al матрица испытывает равное упрочнение, то есть, деформация распределяется по объёму КМ равномерно. При этом олово не упрочняется из-за высокой гомологической температуры испытаний, составляющей $>0,6T_{пл}$. Последнее означает, что при сжатии КМ на границах фаз дополнительных напряжений со стороны олова не возникает из-за высокой скорости их релаксации. Следовательно, прочность спечённых КМ Al-Sn является величиной аддитивной и при умеренной деформации априори может быть найдена по правилу смеси при наличии соответствующих кривых течения чистого алюминия и олова.

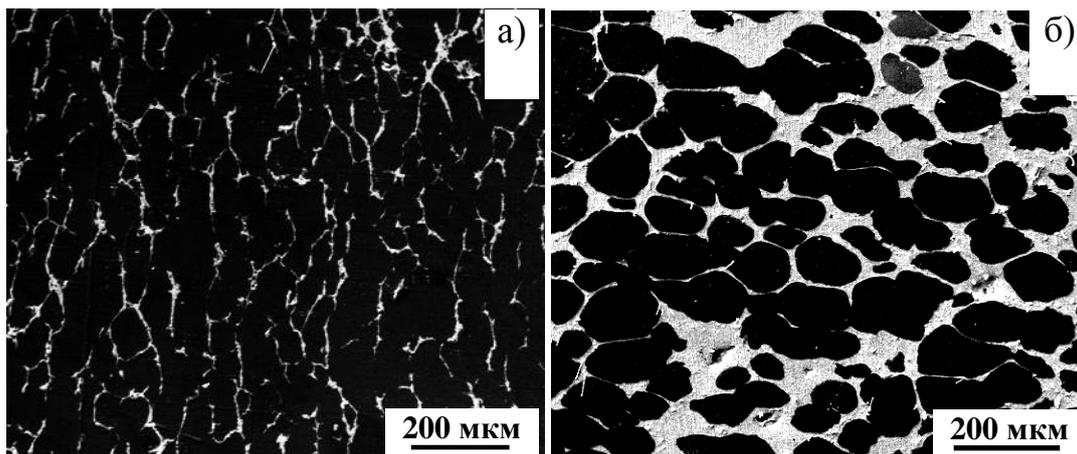


Рисунок 1 - Структура спечённых КМ Al-Sn. Концентрация олова, вес. %: *a* – 10; *b* – 50

Однако при РКУП обработке интенсивность деформации спечённых композитов Al-Sn намного выше, чем при осадке, а в случае маршрута А [5] сильно меняется также и их макроструктура. Например, в плоскости течения материала существенно сокращается межфазное расстояние и резко возрастает площадь межфазных границ (рис. 3).

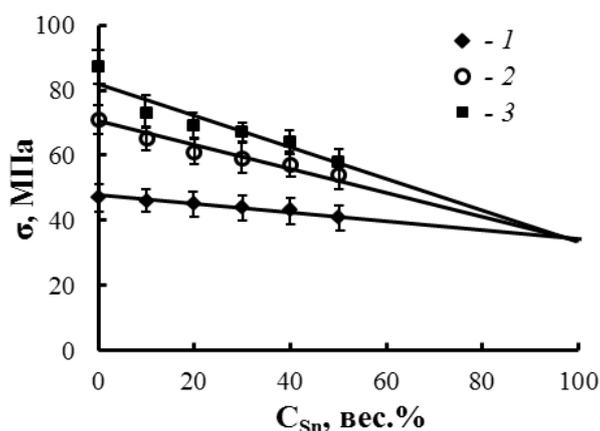


Рисунок 2 - Зависимость напряжения течения спечённых ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 час) КМ Al-Sn от концентрации в них олова. Деформация сжатием, %: 1 – 0,2; 2 – 2; 3 – 4

Как и в случае спечённых образцов, значения прочности обработанных композитов при степени осадки 2% вновь хорошо укладываются на прямые линии, положение концов которых определяется прочностью чистых алюминия и олова (рис. 4). Следовательно, прочность КМ Al-Sn после РКУП обработки остаётся аддитивной характеристикой материалов, величина которой определяется правилом смеси.

Из рис. 4 видно, что прочность спечённых КМ увеличивается после каждого прохода маршрутом А и возрастает почти в 2 раза. Поскольку олово при этом не упрочняется, то весь прирост прочности композитов обусловлен упрочнением их алюминиевой матрицы. Темпы упрочнения матрицы и алюминиевого образца совпадают, следовательно при РКУП матрица прорабатывается равномерно и каждое прессование испытывает деформацию, задаваемую конструкцией пресс-формы:

$$\gamma = 2ctg\left(\frac{\varphi}{2}\right), \quad (3)$$

где φ – угол пересечения каналов [6]. С учётом большой интенсивности производимой деформации, РКУП применяют для упрочнения пластичных материалов за счёт измельчения их зёрненной структуры. Прочность и твёрдость обработанных материалов определяют с помощью уравнения Холла-Петча:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-n}, \quad (4)$$

где k – постоянная, d – средний размер зёрен, а n обычно около 0,5.

Из рис. 4 и 5 видно, что темпы упрочнения алюминиевой матрицы в КМ Al-Sn с увеличением числа проходов снижаются, хотя величина деформации, производимой за одно прессование (3), неизменна. Обычно замедление процесса измельчения зёрен объясняют большой поглощающей способностью решёточных дислокаций малоугловых границ, удельная доля которых резко возрастает при интенсивной пластической обработке металлов. Однако в КМ помимо границ зёрен в большом количестве присутствуют и межфазные границы, которые не проницаемы для решёточных дислокаций ввиду некогерентности решёток фаз.

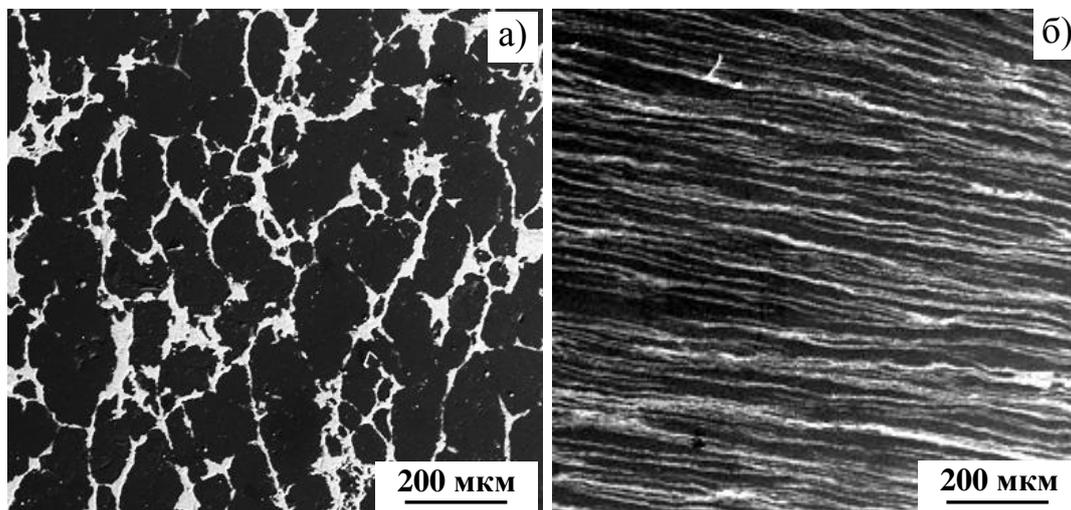


Рисунок 3 - Структура КМ Al-30Sn после спекания (а) и 4-х РКУП маршрутом А (б)

Исследуемые нами КМ также содержат Al и Sn фазы с отличной кристаллической решёткой. Площадь таких межфазных границ при РКУП маршрутом А резко

возрастает (рис. 3). Было бы логично, если бы прочность подвергнутых РКУП композитов росла быстрее, чем растёт прочность чистого алюминия. Однако, как следует из рис.4, это не так, и прочность КМ Al-Sn вследствие интенсивной пластической обработки растёт не быстрее. То есть на деле, упрочнение матрицы и включений в композитах протекает независимо и определяется только величиной испытанной деформации. Дополнительных напряжений на границах фаз вследствие изменения их конфигурации в КМ Al-Sn не возникает ввиду высокой релаксационной способности низкоплавкого олова.

Более того, с помощью микроструктурных исследований было установлено, что размеры субзёрен алюминия вблизи межфазных границ были значительно больше, чем в центральных областях алюминиевых прослоек. То есть, вследствие аккомодационного течения в мягком олове, накопление дислокаций в матрице вблизи её границ с оловом замедленно. Другое дело, что алюминиевые прослойки в спечённых КМ достаточно толстые, и на отрезке между соседними включениями олова укладывается большое число алюминиевых субзёрен. Поэтому вклад малого числа субзёрен большого диаметра в прочность матрицы (4) незначителен.

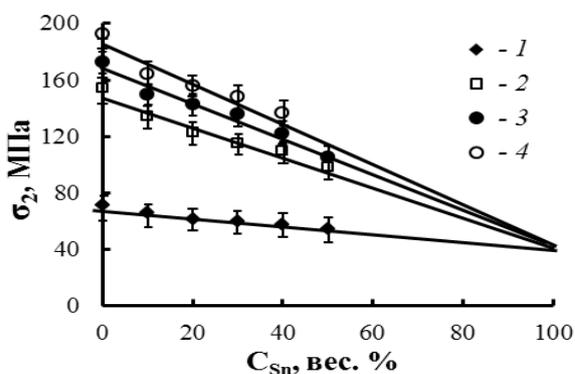


Рисунок - 4. Напряжение течения (σ_2) при осадке на 2% КМ Al-Sn после обработки их методом РКУП(А). Число проходов: 1 – 0 (спеченный), 2 – 1, 3 – 2, 4 – 4

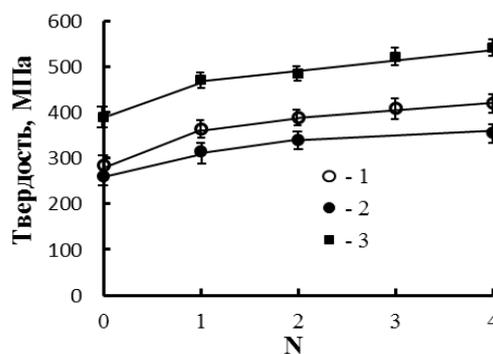


Рисунок - 5. Влияние числа РКУП на твердость спечённых КМ Al-Sn (2,3) и алюминиевой матрицы (1). Содержание олова, вес. %: 1,2 – 20, 3 – 40

По мере увеличения числа РКУП алюминиевые прослойки утоняются, и, по идее, вклад приграничной поверхности в прочность КМ должен усиливаться. Однако микроструктурные наблюдения показали, что по мере утонения оловянных прослоек их аккомодационная способность также снижается, и размеры алюминиевых субзёрен выравниваются по всей толщине матричных прослоек. Это приводит к тому, что при большом числе РКУП, сопровождающемся утонением межфазных прослоек, поперечный размер зажатых в них алюминиевых субзёрен уменьшается пропорционально сближению межфазных границ. Утонение прослоек подчиняется уравнению [7]: $h = h_0[1 + (2N)^2]^{-0.5}$, где N – число проходов, h_0 и h – исходная и текущая толщина межфазных прослоек, то есть темпы его замедляются, следовательно, замедляются и темпы упрочнения КМ Al-Sn.

Выводы

Из проделанной работы можно сделать следующие выводы.

- Прочность спечённых КМ Al-Sn является величиной аддитивной и определяется по правилу идеальной смеси.

- В процессе деформации спечённых КМ Al-Sn и изменения формы оловянных включений на границе фаз не возникает дополнительных напряжений, прочность композитов остаётся величиной аддитивной.
- Упрочнение КМ Al-Sn в ходе пластической обработки методом РКУП обуславливается измельчением зёрновой структуры алюминиевой матрицы, темпы которого падают с увеличением числа прессований и контролируются темпами утонения межфазных прослоек.

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

Список литературы

1. Xu K., Wongpreedee K., Russell A.M. Microstructure and strength of a deformation processed Al-20%Sn in situ composite // Journal of materials science. – 2002. – Vol. 37. – P. 5209–5214.
2. Hernandez O., Gonzalez G. Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al-Sn alloys // Materials characterization. – 2008. – Vol. 59. – P. 534–541.
3. Liu X., Zeng M.Q., Ma Y., Zhu M. Promoting the high load-carrying capability of Al-20 wt% Sn bearing alloys through creating nanocomposite structure by mechanical alloying // Wear. – 2012. – Vol. 294-295. – P. 387–394.
4. Funkenbusch P.D, Courtney T.H. On the strength of heavily cold worked in situ composites // Acta Metall. – 1985. – Vol. 33. – P. 913–922.
5. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Мишин И.П. Эволюция структуры и свойств композитов Al-Sn при деформации // Перспективные материалы. – 2015. – № 6. – С. 5–17.
6. Segal. V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation // Mater. Sci. Eng. – 1999. – Vol. 271A. – P. 322–333.
7. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Миронов Ю.П., Мишин И.П. Структура и механические свойства спеченных композитов Al – Sn, обработанных с помощью равноканального углового прессования // Перспективные материалы. – 2014. – № 11. – С. 63–72.