

## **Структура и механические свойства спеченных композитов Al – Sn, обработанных с помощью равноканального углового прессования**

**Н. М. Русин, А. Л. Скоренцев, Ю. П. Миронов, И. П. Мишин**

---

Исследована эволюция макро- и микроструктуры спеченных композитов Al – Sn с широким концентрационным содержанием второй фазы при обработке их методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту А. Установлено, что в случае непрерывной алюминиевой матрицы, деформация распределяется по объёму композитов равномерно, и все составляющие их фазы испытывают равную деформацию. В процессе пластического формоизменения алюминиевые зёрна фрагментируются на более мелкие субзёрна, что приводит к упрочнению матрицы и всего композита, пропорционально содержанию в нём алюминия (правило смеси). Наибольшее упрочнение матрица испытывает в ходе первого РКУП, а при последующих трёх проходах темп её упрочнения снижается и определяется скоростью утонения межфазных прослоек.

**Ключевые слова:** интенсивная пластическая деформация, антифрикционный композиционный сплав, порошковая металлургия.

---

### **Введение**

Сплавы Al – Sn используют в подшипниках скольжения как альтернативный баббитам материал [1]. Структура сплавов состоит из алюминиевых дендритов, между ветвями которых располагается олово. Несущую способность такого композиционного материала (КМ) определяет алюминиевая матрица, а олово является мягкой добавкой, предназначенной для защиты её поверхности от схватывания в случае граничного или сухого трения. Защита осуществляется путём выдавливания олова из деформируемого поверхностного слоя КМ и последующего его размазывания скользящим контртелом.

Качество образуемой защитной плёнки тем выше, чем больше олова в матрице и более однородно оно распределено. Однако при его большой концентрации оловянные прослойки разбивают дендриты на обособленные агломераты, в результате чего несущая способность алюминиевой матрицы и пластичность КМ резко снижаются. То есть, оставаясь в рамках традиционной технологии получения КМ Al – Sn, улучшить их триботехнические свойства за счёт наращивания объёмной доли твёрдой смазки

сложно. Поэтому был разработан альтернативный способ получения КМ Al – Sn путём спекания, при котором процесс фрагментации алюминиевой матрицы удаётся существенно замедлить и, тем самым, сохранить её непрерывной при содержании олова вдвое больше, чем в обычных сплавах [2].

В процессе эксплуатации самосмазывающихся КМ Al – Sn очень важно, чтобы олово сохраняло пластичность, легко выдавливалось и размазывалось по поверхности трения. Поэтому для повышения несущей способности матрицы сплавы практически не легируют, так как часть упрочняющих добавок неизбежно попадает в олово и ухудшает его смазывающие свойства. С этой целью литые образцы, как правило, подвергают деформационной обработке прокаткой, экструзией и т.д. [3 – 5]. Прочность и твёрдость их после такой обработки существенно возрастают, однако другие важнейшие триботехнические характеристики КМ — коэффициент трения и износостойкость при сухом трении — не только не улучшаются, но даже ухудшаются.

Причиной этого является фрагментация междендритных оловянных прослоек на отдельные мелкие частицы, которые в результате теряют связь с

поверхностью трения и перестают снабжать её смазкой. Разрушение оловянных прослоек происходит вследствие пережимания их соседними слоями более твёрдой алюминиевой матрицы. Избежать фрагментации прослоек при прокатке или экструзии нельзя, так как деформация материала при таких видах обработки осуществляется по схеме чистого сдвига, когда образец и составляющие его структурные элементы вытягиваются в направлении истечения материала и одновременно утоняются в поперечном направлении.

Альтернативными указанным способам обработки являются методы, при которых материал испытывает деформацию по схеме простого сдвига, и в ходе его реализации толщина деформируемого объекта в направлении перпендикулярном сдвигу не меняется по определению. К их числу можно отнести, например, равноканальное угловое прессование (РКУП), при котором поперечные размеры прессуемого образца остаются неизменными, а развиваемая за один проход деформация значительна и может накапливаться с увеличением числа прессований [6, 7].

Цель настоящего исследования — изучение эволюции макро- и микроструктурной структуры спечённых КМ Al – Sn в процессе их обработки методом РКУП маршрутом А, а также определение степени влияния структурных изменений на механические свойства композитов.

Такие исследования в отношении КМ Al – Sn на систематической основе ранее не проводили, поскольку их осуществление стало возможным только после освоения метода получения КМ [2], сохраняющего каркасную структуру матрицы при широком концентрационном интервале содержания второй фазы.

## Материалы и методика эксперимента

Смеси различных составов из мелких порошков чистого алюминия марки АСД-4 (ТУ 48-5-226-87) и олова марки ПО 2 (ГОСТ 9723-73) прессовали в брикеты и подвергали спеканию в присутствии расплава олова. Содержание олова составляло 0 – 50 масс.%. Полученные заготовки обрабатывали методом РКУП по маршруту А, именуемого далее как РКУП(А) при температуре 150 °С. Из средней части прессованных заготовок вырезали образцы размером 5 × 5 × 10 мм для испытаний их на сжатие на универсальной настольной электромеханической испытательной машине Instron 3369 (США, “Instron”). Продольная ось образцов совпадала с продольной осью заготовок. Скорость осадки образцов составляла 0,5 мм/мин.

Исследования макро- и микроструктуры композитов проводили на шлифах и фольгах, плоскости которых были параллельны плоскости течения материала при РКУП. Шлифы готовили путём механического полирования поверхности образцов с последующим их травлением в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Толщину межфазных прослоек определяли по методу секущей, направленной перпендикулярно длинной стороне включений.

Рентгеноструктурный анализ деформированных КМ проводили на основе данных, полученных с помощью установки ДРОН-7, с использованием симметричной схемы отражения фильтрованного кобальтового излучения и программного комплекса PDWin (Буревестник, Россия). Фольги для трансмиссионной микроскопии утоняли методом ионной бомбардировки на приборе “ION SLICER EM-09100 IS”. Для изучения их структуры использовали растровый (EVO 50, Zeiss) и просвечивающий (JEM-2100, JEOL) электронные микроскопы, предоставленные ЦКП “NANOTEX” ИФПМ СО РАН.

## Результаты и их обсуждение

В процессе спекания олово растекалось по объёму прессовки и располагалось по границам алюминиевых порошинок в виде тонких прослоек, которые становятся более разветвлёнными и толстыми с увеличением его концентрации (рис. 1). Однако даже при содержании 50 масс.% олова алюминиевый каркас в спечённых КМ Al – Sn оставался непрерывным, а, значит, способным, препятствовать локализации деформации в прослойках мягкой фазы и, тем самым, способствовать её равномерному перераспределению по объёму нагруженного образца. В результате, КМ с непрерывной матрицей и пластичными включениями можно подвергать обработке, например, РКУП, как с целью упрочнения, так и трансформации их структуры.

В случае идеального протекания РКУП (контактное трение отсутствует, материал не упрочняется) все части прессуемого образца в момент прохождения ими плоскости пересечения каналов испытывают деформацию по схеме простого сдвига с интенсивностью  $\gamma$  [6, 7]:

$$\gamma = 2 \operatorname{ctg} \varphi, \quad (1)$$

где  $2\varphi$  — угол пересечения каналов, в радианах. В нашем случае  $\varphi = \pi/4$ , и при каждом проходе  $\gamma \approx 2$ , что эквивалентно деформации материала одноосным растяжением на величину накопленной материалом деформации  $\epsilon \approx 1,15$  [8, 9]. Величина  $\epsilon$  не зависит от маршрута прессования, а только от числа проходов.

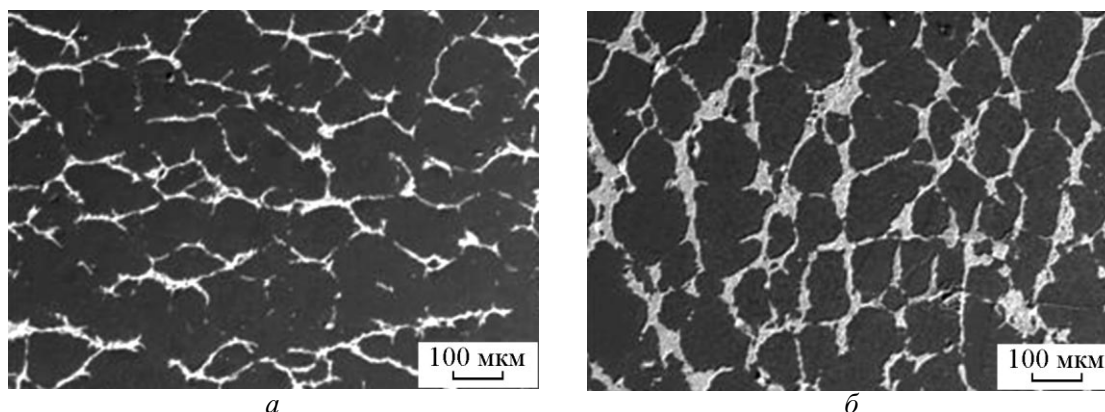


Рис. 1. Структура спеченных сплавов: а – Al – 20 Sn, б – Al – 40 Sn.

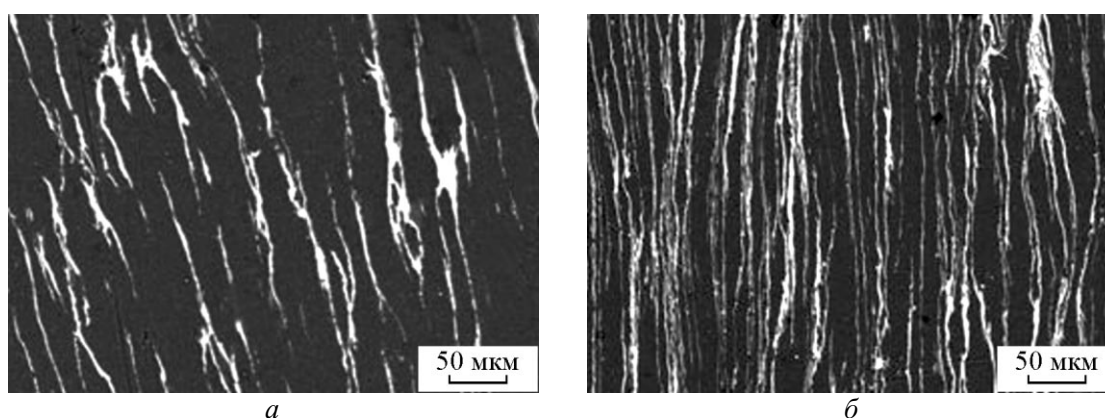


Рис. 2. Структура сплава Al – 20 Sn после прессований методом РКУП(А), число проходов: а – 2, б – 4.

На рис. 2 приведены структуры КМ Al – Sn в плоскости течения материала после РКУП(А). С увеличением числа прессований прослойки чередующихся фаз вытягиваются и утоняются, и тип структуры композитов меняется с матричной на слоистую. В [10] было показано, что в случае свободно деформируемых включений их толщина и толщина межфазных прослоек в плоскости течения композита при РКУП(А) уменьшается по закону

$$h = h_0 \left[ (\gamma N)^2 + 1 \right]^{-0,5}, \quad (2)$$

где  $h_0$  — исходная толщина прослоек, а  $N$  — число проходов.

Оказалось, что и в нашем случае измеренные по методу секущей толщины  $h$  алюминиевых и оловянных прослоек в плоскости течения обработанных КМ с высокой точностью совпадают с их значениями, рассчитанными по формуле (2), выведенной из предположения однородной деформации фаз (рис. 3). Следовательно, деформация в КМ Al – Sn всех исследованных составов при их РКУП(А) распределяется

по объёму образцов равномерно, и составляющие их фазы Al и Sn испытывают равную деформацию (1). При этом алюминий, как более тугоплавкий металл, при температуре обработки склонен к деформационному упрочнению. Олово, для которого

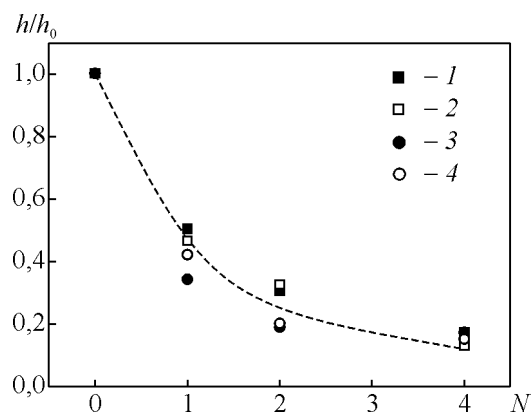


Рис. 3. Темпы утонения межфазных прослоек в сплавах: 1 – Sn(Al – 20 Sn), 2 – Al(Al – 20 Sn), 3 – Sn(Al – 40 Sn), 4 – Al(Al – 40 Sn), при РКУП(А).  $N$  — число проходов РКУП.

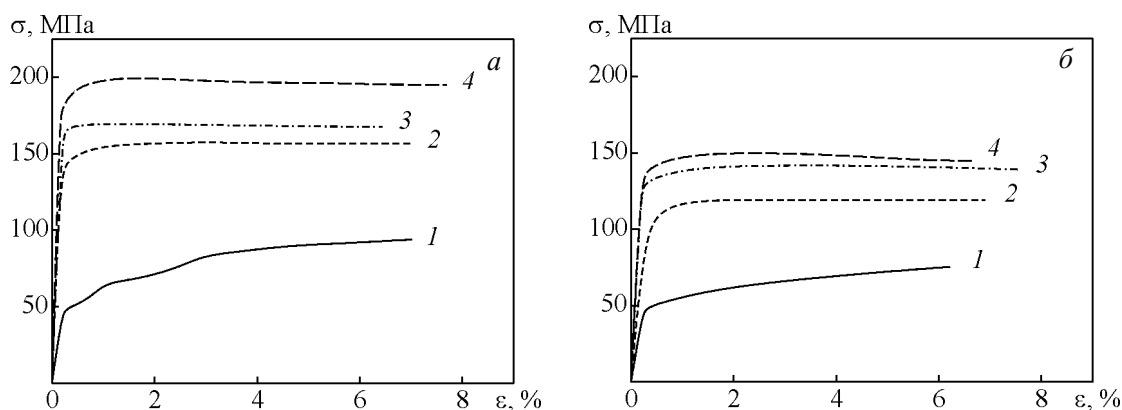


Рис. 4. Кривые сжатия образцов: а — чистого алюминия, б — Al – 20 Sn, подвергнутых различному числу РКУП(А): 1 — 0 (спеченный), 2 — 1, 3 — 2, 4 — 4.

$T_{\text{РКУП}} > 0,6T_{\text{пл}}$ , упрочняться не должно, и, следовательно, его вклад в прочность КМ должен оставаться постоянным, при условии, что растущая площадь непроницаемых для решёточных дислокаций межфазных границ не оказывает влияние на формирующуюся структуру и зависящие от неё механические свойства КМ Al – Sn.

После РКУП композиты всех составов при испытании их на сжатие демонстрируют быстрое, но незначительное деформационное упрочнение, которое прекращается уже при осадке образцов на 1 – 2 % (рис. 4). Причём разрыв между значениями условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и предела прочности  $\sigma_B$  с увеличением числа испытанных материалов прессований продолжает сокращаться за счёт более быстрого возрастания  $\sigma_{0,2}$ . Максимальный прирост прочности после РКУП обработки был у образцов из спечённого алюминия, тогда как прочность литых образцов из чистого олова после обработки не менялась. Поэтому прочность подвергнутых равному числу прессований КМ была тем выше, чем больше в них доля алюминиевой фазы.

На рис. 5 представлены зависимости прочности спечённых КМ от содержания олова (0 – 50 масс. % Sn), подвергнутых различному числу РКУП. Судя по наклону прямых, максимальное увеличение прочности у композитов всех составов было после первого РКУП, и с увеличением числа прессований темп её роста снижается. Измеренные значения прочности КМ  $\sigma_{\text{КМ}}$  с высокой точностью укладываются на прямые, проходящие через значения прочности чистых Al и Sn, несмотря на сильные изменения формы оловянных включений и площади межфазной поверхности. Следовательно, вклад межфазного взаимодействия в прочность КМ Al – Sn незначителен и практически не меняется с увеличением числа РКУП(А). Поэтому,  $\sigma_{\text{КМ}}$  можно считать величиной

аддитивной и использовать правило смеси для её оценки:

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{КМ}} &= \sigma_{\text{Al}} f_{\text{Al}} + \sigma_{\text{Sn}} f_{\text{Sn}} = \sigma_{\text{Al}} - (\sigma_{\text{Al}} - \sigma_{\text{Sn}}) f_{\text{Sn}} = \\ &= \sigma_{\text{Sn}} + (\sigma_{\text{Al}} - \sigma_{\text{Sn}}) f_{\text{Al}},\end{aligned}\quad (3)$$

где  $\sigma$  и  $f$  — прочность и объёмная доля фазы с соответствующим индексом.

Хорошее совпадение экспериментальных и теоретических данных на рис. 5 указывает, что наличие прочного алюминиевого каркаса в спечённых КМ при их РКУП обработке обеспечивает равномерное распределение деформации по объёму, без локализации её в прослойках мягкой фазы. В композитах всех исследованных составов зёрна матрицы испытывают примерно равную по величине деформацию  $\gamma$ , обеспечивая, таким образом, равное приращение величины  $\sigma_{\text{Al}}$  после каждого прохода.

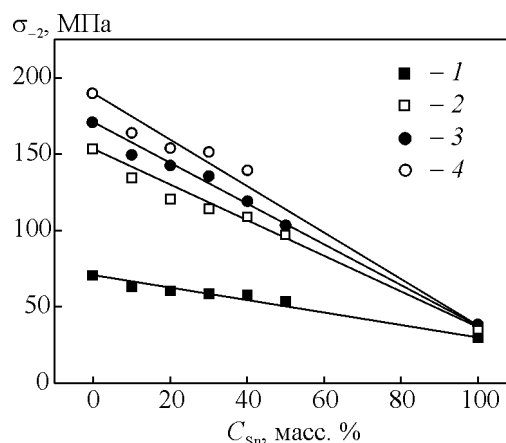


Рис. 5. Влияние концентрации олова на прочность, обработанных методом РКУП(А) сплавов Al – Sn при сжатии их на 2% ( $\sigma_2$ ). Число РКУП(А): 1 — 0 (спеченный), 2 — 1, 3 — 2, 4 — 4.

Таблица 1

Физические характеристики порошкового алюминия после РКУП(А)

| Параметры                                                       | Число проходов РКУП |            |            |            |
|-----------------------------------------------------------------|---------------------|------------|------------|------------|
|                                                                 | 0                   | 1          | 3          | 5          |
| Величина микроискажений решетки, $\langle \epsilon \rangle$ , % | —                   | 0,026      | 0,049      | 0,042      |
| ОКР, нм                                                         | $\geq 200$          | $\geq 200$ | $\geq 200$ | $\geq 200$ |
| Параметр решетки, $a$ , нм                                      | 0,4049              | 0,40489    | 0,40488    | 0,40491    |
| Дислокационная плотность, $\rho$ , $10^{10} \text{ см}^{-2}$    | —                   | 1,2        | 4,5        | 3,5        |

В отсутствие межфазного взаимодействия степень деформационного упрочнения матрицы при РКУП обусловлена характером формирующейся дислокационной микроструктуры, и её вклад в прочность деформированных металлов определяют с помощью уравнения Холла – Петча [11]:

$$\sigma(\text{Al}) = \sigma_0 + kd^{-0,5}, \quad (4)$$

где  $\sigma_0$  — константа, определяемая величиной сил Пайерлса – Набарро,  $d$  — средний размер внутризёрненных дислокационных ячеек или субзёрен,  $k$  — индивидуальная для каждого материала константа.

Поскольку олово не упрочняется, то прирост прочности КМ Al – Sn вследствие РКУП(А) целиком определяется упрочнением алюминиевой матрицы (рис. 5). Данный факт означает, что для определения величины  $\sigma_{\text{KM}}$  после обработки композитов нет необходимости испытывать образцы всех составов. Достаточно получить кривые течения образцов из чистого алюминия после соответствующей РКУП обработки, а затем прибегнуть к модифицированному уравнению смеси, заменив  $\sigma_{\text{Al}}$  в уравнение (3) на  $\sigma(\text{Al})$  из (4):

$$\sigma_{\text{KM}} = (\sigma_0 + kd^{-0,5}) f_{\text{Al}} + \sigma_{\text{Sn}} f_{\text{Sn}}. \quad (5)$$

Согласно (4) и (5), если в ходе обработки величина  $d$  стабилизируется, то, прочность обрабатываемого материала также перестаёт меняться.

В нашем случае прочность матрицы в КМ и чистого спечённого алюминия росла после каждого РКУП(А) (рис. 5), а в литературе приводятся противоречивые сведения о влиянии РКУП на прочность поликристаллического алюминия. В ряде публикаций указано, что прочность алюминия быстро, за 1 – 2 прессования, достигает своего предельного значения и затем практически не увеличивается [12 – 14]. В других работах [15 – 17] отмечается непрерывный рост прочности поликристаллических образцов.

Следствием большой деформации металлов является увеличение плотности дефектов решётки, фиксируемое на рентгенограммах как изменение профиля и ширины дифракционных пиков. Анализ

их формы позволяет рассчитать дислокационную плотность, величину микроискажений решётки и размер областей когерентного рассеяния (ОКР), ассоциирующийся с размером дислокационных ячеек [18 – 20]. В табл. 1 приведены результаты таких расчётов для чистого порошкового алюминия, подвергнутого РКУП(А) обработке.

Видно, что с увеличением числа прессований, изменения параметра решетки алюминия, внутренних микронапряжений и плотности дислокаций относительно небольшие. Однако в характере их изменения прослеживается некоторая закономерность. А именно, величины  $\langle \epsilon \rangle$  и  $\rho$  вначале растут, а после 5-го РКУП(А) несколько снижаются. Напротив, параметр решётки алюминия после первых РКУП немного убывает, а затем восстанавливается. Эти изменения находились в пределах ошибки, и авторы на последнем не настаивают. В любом случае, малые изменения параметра решётки указывают на отсутствие в деформируемом материале значительных остаточных напряжений одного знака. Возможно, это связано с тем, что плотность дислокаций в деформированном алюминии почти на два порядка ниже, чем наблюдается в литых материалах после аналогичных деформаций [19, 21 – 23]. Полуширина дифракционных пиков спечённого Al после первого РКУП существенно возрастает и затем практически не меняется (табл. 2), и несколько уменьшается после

Таблица 2

Полуширина дифракционных пиков FWHM и их пиковая интенсивность  $I_{\text{max}}$  у порошкового алюминия после РКУП(А)

| Параметр                                                     | Число РКУП | $h k l$ |       |       |       |       |       |       |       |
|--------------------------------------------------------------|------------|---------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
|                                                              |            | 111     | 200   | 220   | 311   | 222   | 400   | 331   | 420   |
| Полуширина дифракционных пиков, град./2 $\theta$             | 0          | 0,093   | 0,103 | 0,136 | 0,164 | 0,167 | 0,256 | 0,466 | 0,873 |
|                                                              | 1          | 0,106   | 0,124 | 0,156 | 0,205 | 0,210 | 0,337 | 0,596 | 1,123 |
|                                                              | 5          | 0,103   | 0,110 | 0,151 | 0,204 | 0,201 | 0,301 | 0,519 | 1,069 |
| Интенсивность пиков, $I_{\text{max}}$ , количество импульсов | 0          | 2348    | 1621  | 867   | 750   | 172   | 106   | 350   | 351   |
|                                                              | 1          | 3171    | 945   | 790   | 494   | 207   | 70    | 338   | 224   |
|                                                              | 5          | 3805    | 1065  | 807   | 468   | 211   | 69    | 313   | 190   |

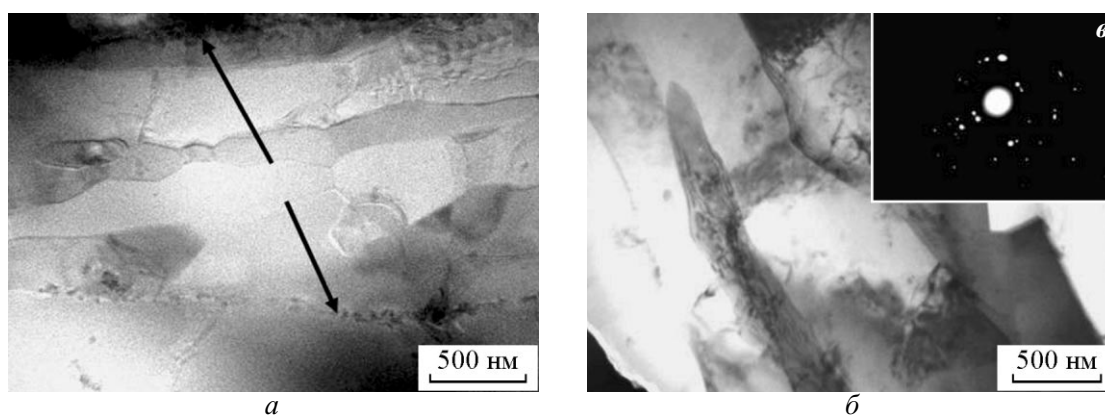


Рис. 6. Микроструктура спечённого алюминия после второго РКУП.

5-го РКУП(А). В совокупности поведение обсуждаемых данных можно трактовать как свидетельство процессов дислокационного упорядочения в алюминии, прессованном более 3-х раз.

Интенсивность дифракционных рефлексов от кристаллографических плоскостей (111) и (222) усиливается, особенно заметно для первого семейства, тогда как от остальных — снижается (табл. 2). То есть, в процессе РКУП(А) происходит закономерное изменение ориентации решётки алюминия относительно осей действующей схемы деформации и установление определённой кристаллографической текстуры. Её развитие наиболее интенсивно во время первого прессования и продолжается при последующих РКУП, но гораздо медленнее.

Размер ОКР в деформированном алюминии больше разрешающих возможностей метода ( $\leq 150$  нм). Поэтому микроструктура образцов была дополнительно исследована методами просвечивающей электронной микроскопии. После второго РКУП(А) поверхностная структура алюминия представлена в основном набором вытянутых зёрен с размером 300 – 800 нм (рис. 6а). Причём исходные границы порошков (показаны стрелками) хорошо видны, и заметного влияния на характер структуры материала не оказывают. Плотность дислокаций внутри субзёрен алюминия преимущественно не высока, за исключением небольшой части субзёрен, разделённых широкими поперечными дислокационными полосами (рис. 6б). Границы субзёрен тонкие, хорошо выражены и, как следует из расположения рефлексов на электроннограмме (рис. 6в), имеют малоугловую азимутальную разориентацию. Рефлексы не размыты и свидетельствуют об отсутствии значительных упругих напряжений внутри субзёрен. (рис. 6б).

С увеличением числа РКУП(А) субзёрная структура алюминия становится более упорядочен-

ной и состоит из одинаково ориентированных субзёрен с поперечным размером 250 – 450 нм, то есть в среднем более узкими, чем в предыдущем случае (рис. 7а). Плотность дислокаций внутри субзёрен также мала, а их границы находятся в равновесном состоянии, если судить по полосовому контрасту и отсутствию размытости рефлексов на электроннограммах (рис. 7б). Аналогичные изменения структуры алюминиевой матрицы происходят и в КМ Al – Sn (рис. 8). По мере увеличения числа РКУП(А) поперечный размер вытянутых субзёрен в матрице уменьшается (рис. 2), что также приводит к сокращению толщины её слоёв в плоскости течения (2).

Данные о характере микроструктуры алюминия, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии, согласуются с данными рентгеноструктурного анализа. Они также указывают на снижение микронапряжений и плотности дислокаций при числе РКУП(А) более трех, что можно объяснить формированием высокоугловых границ. Из полученных данных следует, что основной причиной

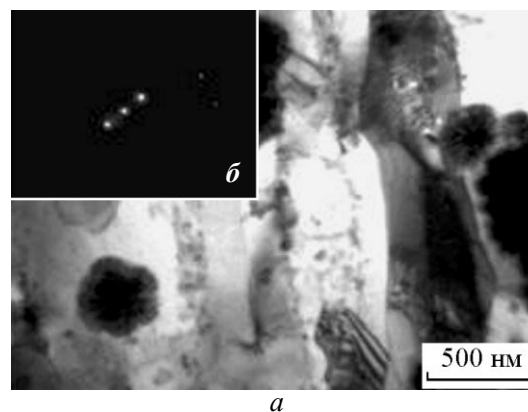


Рис. 7. Микроструктура спечённого алюминия после 4-х РКУП(А).

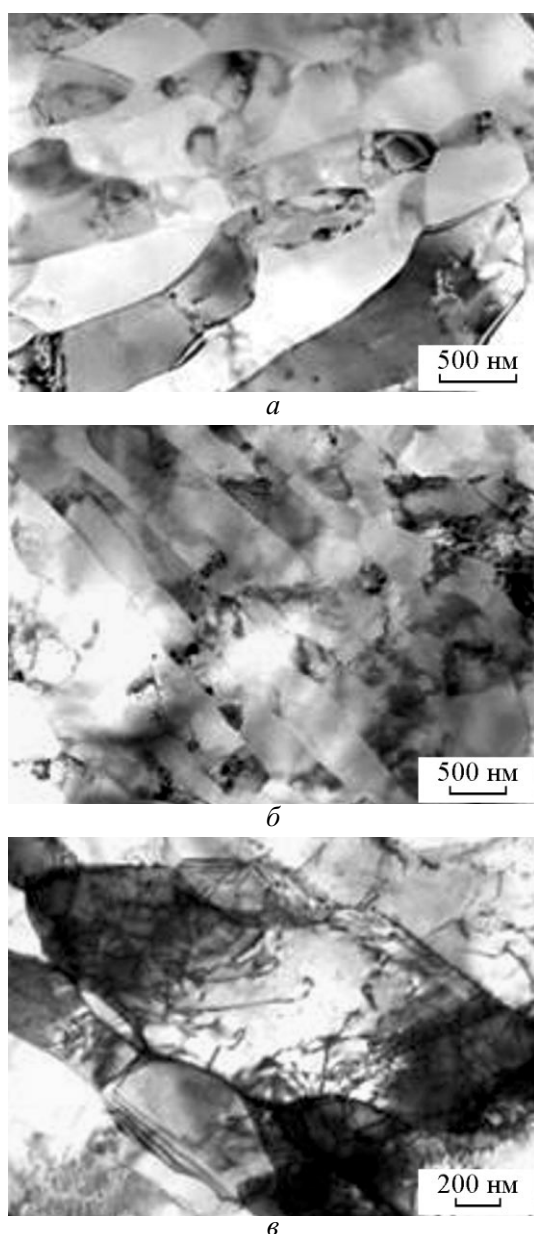


Рис. 8. Микроструктура алюминиевой матрицы в сплаве Al – 30 Sn, число проходов: а – 2, б – 3, в – 4.

увеличения прочности спечённого алюминия при увеличении числа проходов является уменьшение поперечных размеров субзёрен и изменение их разориентации.

Если утонение слоёв алюминиевой фазы и составляющих её субзёрен происходит согласованно и пропорционально испытанной деформации, то величина  $d$  в (5) может быть заменена на величину  $h$  из (2). В этом случае уравнение (5) эквивалентно уравнению

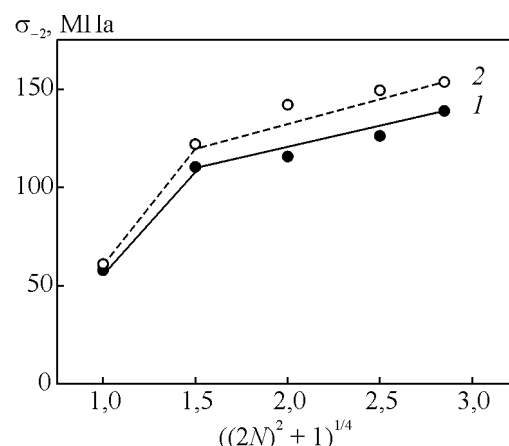


Рис. 9. Зависимость изменения прочности КМ Al – Sn: 1 – Al – 40 Sn, 2 – Al – 20 Sn, от числа испытанных ими РКУП(А) в преобразованных по уравнению (7) координатах.

$$\sigma_{\text{KM}} = \left\{ \sigma_0 + c \left[ (2N)^2 + 1 \right]^{0,25} \right\} f_{\text{Al}} + \sigma_{\text{Sn}} f_{\text{Sn}}, \quad (6)$$

которое, в свою очередь, при фиксированном составе композита будет иметь вид:

$$\sigma_{\text{KM}} = A + B \left[ (2N)^2 + 1 \right]^{0,25}, \quad (7)$$

где  $A$  и  $B$  — константы.

На рис. 9 приведены зависимость прочности КМ Al – Sn от числа РКУП(А), построенные с помощью уравнения (7). Из них видно, что в процессе первого прессования ведущим упрочняющим механизмом является фрагментация зёрен алюминия полосами деформации и формирование в них субзёрен с малоугловыми границами [24]. При  $N > 1$  линейный вид и равный наклон прямых указывает, что упрочнение КМ Al – Sn происходит преимущественно по единому механизму. То есть, по завершении фрагментации упрочнение при последующих проходах происходит за счёт сжатия полос деформации посредством утонения составляющих их субзёрен с одновременным увеличением углов разориентации между ними (рис. 8) [25]. Скорость утонения алюминиевых субзёрен определяют темпы упрочнения КМ и совпадают с темпами утонения прослоек обеих составляющих КМ фаз (2).

## Выводы

Спекание смеси порошков чистых Al и Sn позволяет получать композиты с непрерывной алюминиевой матрицей при содержании олова 0 – 50 масс. %.

Спечённые КМ Al – Sn в пределах указанных концентраций можно подвергать интенсивной пластической обработке, поскольку непрерывный алюминиевый каркас препятствует локализации деформации преимущественно в мягкой фазе.

Максимально высокие темпы упрочнения КМ Al – Sn при обработке их методом РКУП(А) наблюдаются в ходе первого прессования на стадии фрагментации зёрен алюминиевой матрицы и формирования субзёрненной структуры.

При большом числе РКУП(А) в плоскости течения образцов формируется структура, состоящая из чередующихся слоёв алюминия и олова.

Интенсивность субструктурного упрочнения КМ Al – Sn при РКУП(А) определяется темпами утонения слоёв фаз, снижающихся при увеличении числа прессований данным маршрутом.

*Работа подготовлена в рамках выполнения программы СО РАН № III.20.2.5.*

## Литература

1. Буше Н.А. и др. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974, 256 с.
2. Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Способ получения износостойкого антифрикционного самосмазывающегося сплава. Патент RU 2492964, С1. Оpub. 20.09.2013.
3. Zhou J., Druzdzal A.T., Duszczak J. The effect of extrusion parameters on the fretting wear resistance of Al-based composites produced via powder metallurgy. J Mater. Sci., 1999, v. 34, p. 5089 – 5097.
4. Noskova N.I., Korshunov A.G., Korznikov A.V. Microstructure and tribological properties of Al – Sn, Al – Sn – Pb, and Sn – Sb – Cu alloys subjected to severe plastic deformation. Metal science and heat treatment, 2008, v. 50, no. 11 – 12, p. 593 – 599.
5. 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 and sintering. Wear, 2008, v. 265, p. 1857 – 1863.
6. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobysheskiy A.E., Kopylov V.I. Plastic working of metals by simple shear. Metals, 1981, no. 1, p. 99 – 105.
7. Nemoto M., Horita Z., Furukawa M., Langdon T.G. Equal-channel angular pressing: A novel tool for microstructural control. Metals and Materials, 1998, v. 4, no. 6, p. 1181 – 1190.
8. Wu Y., Baker I. An experimental study of equal channel angular extrusion. Scripta Materialia, 1997, v. 37, no. 4, p. 437 – 442.
9. Moss M., Lapovok R., Bettles C.J. The equal channel angular pressing of magnesium and magnesium alloy powders. JOM, 2007, v. 59, p. 54 – 57.
10. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Improving the tribological properties of self-lubricating Al – Sn alloys by their severe plastic processing. Applied Mechanics and Materials, 2013, v. 379, p. 110 – 114.
11. Furukawa M., Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M. et al. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al – Mg – Li – Zr alloy with ultra-fine grain size. Acta mater., 1997, v. 45, no. 11, p. 4751 – 4757.
12. Xu C., Langdon T.G. Creep and mechanical properties of commercial aluminium alloy processed by ECAP. Materials Science Forum, 2006, v. 503 – 504, p. 77 – 82.
13. Homola P., Slamova M., Karlik M. et al. Effect of the temperature of accumulative roll bonding on the microstructure and properties of twin-roll cast AA8006 alloy. ib. id., p. 281 – 286.
14. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing. Acta Mater., 1997, v. 45, no. 11, p. 4733 – 4741.
15. Rosochowski A., Olejnik L., Richert M. Channel configuration effect in 3D-ECAP. Materials Science Forum, 2006, v. 503 – 504, p. 179 – 184.
16. May J., Hoppel H.W., Goken M. Strain rate sensitivity of ultrafine grained fcc- and bcc-type metals. ib. id., p. 781 – 786.
17. Abd El Aal M. I., El Mahallawy N., Shehata F.A., Abd El Hameed M., Yoon E.Y., Lee J.H., Kim H.S. Tensile properties and fracture characteristics of ECAP-processed Al and Al – Cu alloys. Met. Mater. Int., 2010, v. 16, no. 5, p. 709 – 716.
18. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994, 328с.
19. Ungár T. Subgrain size-distribution, dislocation structures, stacking- and twin faults and vacancy concentration in SPD materials determined by X-ray line profile analysis. Materials Science Forum, 2006, v. 503 – 504, p. 133 – 140.
20. Алешина Л.А., Шиврин О.Н. Рентгенография кристаллов. Петрозаводск: Типография им. Анохина, 2004, 320 с.
21. Takaki S., Kawasaki K., Futamura Y., Tsuchiyama T. Deformation behavior of ultrafine grained Iron. Materials Science Forum, 2006, v. 503 – 504, p. 317 – 322.
22. Stüwe H.P. Crystal restoration during severe plastic deformation. ib. id., p. 175 – 178.
23. Valiev R.Z., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Lian J., Nazarov A.A., Baudelet B. Deformation behavior of ultra-fine-grained copper. Acta metal. Mater., 1994, v. 42, no. 7, p. 2467 – 2475.
24. Ma Q., Mao W., Li B., Wang P.T., Horstemeyer M.F. Substructure and texture evolution in an annealed aluminum alloy at medium strains. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2013, v. 44, no. 9, p. 4404 – 4415.
25. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002, 438 с.

## References

1. Bushe N.A. et al. *Podshipniki iz alyuminiyevykh splavov* [Bearings from aluminum alloys]. Moscow, Transport Publ., 1974, 256 p.
2. Rusin N.M., Skorentsev A.L. *Sposob polucheniya iznosostoykogo antifriktsionnogo samosmazывayushchegosya splava* [The way to obtain wear-resistant self-lubricated alloy]. Patent RF 2492964, C1, Publ. 20.09.2013.
3. Zhou J., Druzdzal A.T., Duszczak J. The effect of extrusion parameters on the fretting wear resistance of Al-based composites produced via powder metallurgy. *J. Mater. Sci.*, 1999, vol. 34, pp. 5089 – 5097.
4. Noskova N.I., Korshunov A.G., Korznikov A.V. Microstructure and tribological properties of Al – Sn, Al – Sn – Pb, and Sn – Sb – Cu alloys subjected to severe plastic deformation. *Metal science and heat treatment*, 2008, vol. 50, nos. 11 – 12, pp. 593 – 599.
5. 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 and sintering. *Wear*, 2008, vol. 265, pp. 1857 – 1863.
6. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskiy A.E., Kopylov V.I. Plastic working of metals by simple shear. *Metals*, 1981, no. 1, pp. 99 – 105.
7. Nemoto M., Horita Z., Furukawa M., Langdon T.G. Equal-channel angular pressing: A novel tool for microstructural control. *Metals and materials*, 1998, vol. 4, no. 6, pp. 1181 – 1190.
8. Wu Y., Baker I. An experimental study of equal channel angular extrusion. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 37, no. 4, pp. 437 – 442.
9. Moss M., Lapovok R., Bettles C.J. The equal channel angular pressing of magnesium and magnesium alloy powders. *JOM*, 2007, vol. 59, pp. 54 – 57.
10. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Improving the Tribological properties of self-lubricating Al-Sn alloys by their severe plastic processing. *Applied mechanics and materials*, 2013, vol. 379, pp. 110 – 114.
11. Furukawa M., Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M. et al. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al – Mg – Li – Zr alloy with ultra-fine grain size. *Acta mater.*, 1997, vol. 45, no. 11, pp. 4751 – 4757.
12. Xu C., Langdon T.G. Creep and mechanical properties of commercial aluminium alloy processed by ECAP. *Materials science forum*, 2006, vols. 503 – 504, pp. 77 – 82.
13. Homola P., Slamova M., Karlik M. et al. Effect of the temperature of accumulative roll bonding on the microstructure and properties of twin-roll cast AA8006 alloy, id. ib., pp. 281 – 286.
14. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing. *Acta Mater.*, 1997, vol. 45, no. 11, pp. 4733 – 4741.
15. Rosochowski A., Olejnik L., Richert M. Channel configuration effect in 3D-ECAP. *Materials science forum*, 2006, vols. 503 – 504, pp. 179 – 184.
16. May J., Hoppel H.W., Goken M. Strain rate sensitivity of ultrafine grained fcc- and bcc-type metals, id.id., pp. 781 – 786.
17. Abd El Aal M. I., El Mahallawy N., Shehata F. A., Abd El Hameed M., Yoon E. Y., Lee J.H., Kim H. S. Tensile properties and fracture characteristics of ECAP-processed Al and Al – Cu alloys. *Met. Mater. Int.*, 2010, vol. 16, no. 5, pp. 709 – 716.
18. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguyev L.N. *Rentgenografichesky i elektronno-optichesky analiz* [X-ray and electron-optical analysis, MISIS Publ., 1994, 328 p.
19. Ungör T. Subgrain size-distribution, dislocation structures, stacking- and twin faults and vacancy concentration in SPD materials determined by X-ray line profile analysis. *Materials science forum*, 2006, vols. 503 – 504, pp. 133 – 140.
20. Aleshina L.A., Shvrtin O.N. *Rentgenografiya kristallov* [X-ray analysis of crystals]. Petrozavodsk, Russia, Anokhin Publ. House, 2004, 320 p.
21. Takaki S., Kawasaki K., Futamura Y., Tsuchiyama T. Deformation behavior of ultrafine grained Iron, *Materials science forum*, 2006, vols. 503 – 504, pp. 317 – 322.
22. Stüwe H.P. Crystal restoration during severe plastic deformation, id. id., pp. 175 – 178.
23. Valiev R.Z., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Lian J., Nazarov A.A., Baudelet B. Deformation behavior of ultra-fine-grained copper. *Acta metal. mater.*, 1994, vol. 42, no. 7, pp. 2467 – 2475.
24. Ma Q., Mao W., Li B., Wang P.T., Horstemeyer M.F. Substructure and texture evolution in an annealed aluminum alloy at medium strains. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2013, v. 44, no. 9, p. 4404 – 4415.
25. Kaybyshev O.A., Utyashev F.Z. *Sverkhplastichnost, izmelcheniye struktury i obrabotka trudnodeformiruyemykh splavov* [Super-plasticity, grinding of structure and treatment of highly deformability alloys]. Moscow, Nauka Publ., 2002, 438 p.

Статья поступила в редакцию 10.07.2014 г.

**Русин Николай Мартемьянович** — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области физики и механики конденсированных материалов, трибологии, материаловедения. E-mail: rusinnm@mail.ru.

**Скоренцев Александр Леонидович** — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск), технолог, Томский политехнический университет, инженер, специалист в области трибологии, материаловедения. E-mail: skoralexan@mail.ru.

**Миронов Юрий Петрович** — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск), кандидат физико-математических наук, научный сотрудник, специалист в области рентгеноструктурного анализа, материаловедения. E-mail: myr@ispms.tsc.ru.

**Мишин Иван Петрович** — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск), кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник, специалист в области физики и механики конденсированных материалов, материаловедения. E-mail: mishinv1@yandex.ru.

---

## **Structure and mechanical properties of sintered Al-Sn composite, processed by equal-channel angular extrusion**

**N. M. Rusin, A. L. Skorentsev, Yu. P. Mironov, I. P. Mishin**

The evolution of macro- and microstructure of sintered Al-Sn composites processed by ECAP under route A was investigated. It is established that the deformation is distributed uniformly over the volume of CM, and all the phases are exposed an equal deformation when the aluminum matrix is continuous. The aluminum grains are fragmenting into smaller subgrains during the plastic shaping, and it leads to strengthening as the aluminum matrix and the CM, in whole, proportional to the aluminum content (the rule of mixture). The matrix tests most hardening under the first ECAP. The rate of its strengthening decreased during following three pressing and was controlled by the rate of interfacial layers thinning.

**Keywords:** severe plastic deformation, antifriction composite alloy, powder metallurgy.

---

**Rusin Nikolay** — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Tomsk, Ph.D, senior researcher.

**Skorentsev Alexander** — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Tomsk Polytechnic University, technologist. E-mail: skoralexan@mail.ru.

**Mironov Yuriy** — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Tomsk, Ph.D, research fellow. E-mail: myr@ispms.tsc.ru.

**Mishin Ivan** — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Tomsk, PhD, junior researcher. E-mail: mishinv1@yandex.ru.