

Эволюция структуры и свойств композитов Al – Sn при деформации

Н. М. Русин, А. Л. Скоренцев, И. П. Мишин

Исследовано влияние равноканального углового прессования (РКУП) на структуру и механические свойства спеченных композиционных материалов (КМ) Al – Sn с различным содержанием второй фазы. Установлено, что в процессе прессования происходит сильное упрочнение композита за счёт измельчения зеренной структуры алюминиевой матрицы, при этом прочность обработанных КМ определяется по правилу смеси. Частицы олова при РКУП по маршруту С практически полностью возвращаются к исходной форме после каждого четного прессования, и последовательно утоняются с ростом числа прессований по маршруту А. Уменьшение толщины межчастичных прослоек приводит к дополнительному измельчению заключённых в них зёрен алюминиевой матрицы и вызывает более сильное упрочнение МКМ Al – Sn.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, спеченный композиционный материал Al – Sn, структура, прочность.

Введение

Механические свойства КМ зависят от состава и объёмной доли частиц второй фазы, а также от особенностей их распределения по объёму матрицы. Если составляющие КМ фазы пластичны, то структурой материала можно дополнительно управлять посредством его пластической обработки. Полученные таким образом КМ, называемые *in situ* композитами, за счёт деформационного упрочнения фаз, а также утонения частиц упрочняющей фазы и сглаживания их поверхности могут иметь более высокие, чем у исходных КМ, механические свойства [1 – 5].

Такой результат достигается при условии, что изменение формы частиц в процессе обработки происходит согласованно с окружающим их материалом, без зарождения на границах фаз несплошностей и микротрещин. С этой целью *in situ* обработку проводят методами (экструзия, прокатка), инициирующими высокое гидростатическое давление, которое хотя и не влияет на интенсивность сдвигающих напряжений на границе фаз, но эффективно подавляет образование указанных дефектов. И даже в этом случае избежать разрушения материала удаётся далеко не всегда из-за неоднородности распределения составляющих КМ фаз и отличия их механических свойств, вызывающих локализацию

пластического течения и непропорциональность испытанной образцом и частицами упрочняющей фазы деформации [6].

Другим неблагоприятным следствием применения упомянутых способов обработки материалов является сильное утонение образцов при испытанных ими больших деформациях. Так, величина деформации образца ϵ при экструзии равна:

$$\epsilon = 2 \ln R, \quad (1)$$

где $R = F_0/F$ — коэффициент обжатия образцов, F_0 и F — исходный и текущий диаметр образцов, соответственно. Следовательно, с ростом деформации будет наблюдаться очень быстрое утонение прутков по закону $R = \exp(0,5\epsilon)$.

Величину деформации, испытанной образцами в случае плоской схемы её реализации, можно привести к величине эквивалентной одноосному растяжению с помощью соотношений Мизеса [7]. Например, в случае прокатки, когда материал испытывает плоское деформированное состояние, деформация образцов ϵ определяется по степени уменьшения толщины пластины $\theta = H_0/H$:

$$\epsilon = \ln \theta, \quad (2)$$

а приведённая величина деформации с учётом критерия Мизеса будет равна:

$$\epsilon_{\text{пр}} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right) \ln \theta. \quad (3)$$

Из (3) следует, что при равном утонении образцов интенсивность испытанной материалом деформации в случае экструзии будет в $\sqrt{3}$ раз больше, чем при прокатке.

Зная величину ϵ , с помощью формул (1) и (3) можно определить конечные размеры обработанных образцов. Так, диаметр прутка после экструзии равен

$$F = F_0 \cdot \exp\left(-\frac{\epsilon}{2}\right), \quad (4)$$

а толщина полосы H в плоскости течения материала меняется при прокатке по следующему закону:

$$H = H_0 \cdot \exp\left(-\epsilon_{\text{пр}} \frac{\sqrt{3}}{2}\right). \quad (5)$$

При согласованном изменении формы фаз деформация по объёму КМ распределяется однородно, и отдельные составляющие материал структурные элементы испытывают ту же деформацию, что и образец в целом. Следовательно, будут выполняться равенства $F/F_0 = d/d_0$ и $H/H_0 = h/h_0$, где d и h — поперечные размеры частиц второй фазы в плоскости течения. Тогда из формул (4) или (5) можно определить изменение толщины частиц второй фазы при экструзии и прокатке, соответственно:

$$d = d_0 \cdot \exp\left(-\frac{\epsilon}{2}\right), \quad (4')$$

$$h = h_0 \cdot \exp\left(-\epsilon_{\text{пр}} \frac{\sqrt{3}}{2}\right). \quad (5')$$

То есть, пластическая (*in situ*) обработка путём экструзии или прокатки с целью упрочнения частиц второй фазы всегда сопровождается значительным утонением образцов в плоскости течения материала.

Чтобы этого избежать, в последнее время активно развивают методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют сохранять исходные размеры обрабатываемых образцов, и, следовательно, подвергать их неограниченным деформациям. Данные методы, в отличие от традиционных методов обработки материалов, принято называть немонотонными [8]. Однако эти методы отличаются от обычных существенно отличаются схемой деформирования только при кручении под давлением, винтовой экструзии и РКУП, в процессе реализации которых материал испытывает деформацию простым сдвигом [9, 10].

При обработке образцов другими методами ИПД в схеме деформирования всегда присутствуют

элементы чистого сдвига, и сохранение размеров образцов достигается за счёт перемены главных осей их растяжения-сжатия. Такая периодическая смена главных осей деформации при однородном её распределении приведёт к тому, что форма и размеры частиц второй фазы останутся близкими к исходным, то есть макроструктура КМ изменится незначительно. В этом случае степень упрочнения частиц будет определяться особенностями эволюции их внутренней микроструктуры при больших наложенных деформациях.

Среди методов ИПД, использующих схему простого сдвига, РКУП является самым простым по исполнению и протекает при относительно высоком гидростатическом давлении [11]. Обрабатываемый образец проталкивается из рабочего канала в пересекающийся с ним под заданным углом (2ϕ) выходной канал равного сечения и, проходя область пересечения каналов, испытывает деформацию по схеме простого сдвига с интенсивностью:

$$\gamma = 2 \operatorname{ctg}(\phi). \quad (6)$$

Жёсткие боковые стенки каналов обеспечивают плоское деформированное состояние материала в очаге пластической деформации. Поскольку угол 2ϕ заранее задан, то при каждом прессовании образец испытывает деформацию постоянной величины, приведённое значение которой, согласно представлению Мизеса, будет равно:

$$\epsilon_{\text{пр}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}. \quad (7)$$

Если позволяет пластичность обрабатываемого материала, то для РКУП чаще всего используют прессформы с перпендикулярными каналами ($2\phi = 90^\circ$), и проводимая за одно прессование деформация (7) равна $\epsilon_{\text{пр}} = 2/\sqrt{3}$. Это относительно большая величина, которая достигается прокаткой при утонении полосы в e раз.

Зёрненная структура в однородных поликристаллических материалах при деформации такой интенсивности сильно измельчается, и за счёт этого, согласно теории Холла – Петча, материалы сильно упрочняются [12, 13]. Составляющие КМ фазы имеют разную природу, и поэтому степень упрочнения каждой из фаз при равной величине испытанной ими деформации будет отличаться

$$\sigma_{0,2}(i) = \sigma_0 + kd^{-0,5}, \quad (8)$$

где d — среднее расстояние между дислокационными барьерами типа границ зёрен, а σ_0 — константа, определяемая величиной сил Пайерлса – Набарро в данной i -фазе.

В большинстве случаев прочность является значимой характеристикой КМ, и упрочнение частиц за счёт пластической *in situ* обработки оказывается полезной процедурой. Однако существует целый ряд КМ специального назначения, в которых прочность частиц второй фазы не должна превышать прочности матрицы. Например, в самосмазывающихся подшипниковых материалах частицы наполнителя выдавливаются из деформируемой матрицы и размазываются по её поверхности в виде тонкой плёнки, предотвращающей схватывание контртел при сухом и граничном трении [14 – 16]. Для сохранения самосмазывающихся свойств таких композитов после ИПД обработки частицы второй фазы должны оставаться пластичными и быть мягче матрицы.

Типичным представителем подобных материалов являются сплавы системы Al – Sn, используемые в качестве антифрикционного покрытия подшипниковых вкладышей. Их основной недостаток — низкая несущая способность, обусловленная малой твёрдостью алюминиевой матрицы [14]. Повысить её с помощью легирования сложно, поскольку легирующие элементы растворяются не только в матрице, но и в олове, вследствие чего оно теряет пластичность и становится непригодным в качестве твёрдой смазки. Поэтому деформационное упрочнение матрицы — более предпочтительный способ повышения несущей способности самосмазывающихся КМ.

В ряде работ было установлено, что при прокатке или экструзии прочность (твёрдость) сплавов Al – Sn монотонно растёт с деформацией, и её величину можно определить по правилу идеальной смеси [17, 18]:

$$\begin{aligned} \sigma_{0,2}(\text{КМ}) &= \sigma_{\text{Al}} f_{\text{Al}} + \sigma_{\text{Sn}} f_{\text{Sn}} = \\ &= \sigma_{\text{Al}} - (\sigma_{\text{Al}} - \sigma_{\text{Sn}}) f_{\text{Sn}}, \end{aligned} \quad (9)$$

где σ — предел текучести фазы с соответствующим индексом, а f — её объёмная доля, и $f_{\text{Al}} + f_{\text{Sn}} = 1$. Значения $\sigma_{0,2}$ деформированных фаз можно получить из кривых течения чистых фаз при эквивалентных степенях деформации или рассчитать по формуле (8), зная средний размер зёрен. Однако было обнаружено, что при увеличении ИПД > 400 %, прочность сплавов начинает резко расти, и правило смеси (9) перестаёт работать.

Несомненно, что в случае КМ Al – Sn данный факт связан с началом фрагментации сильно утонённых включений олова из-за пережимания их отдельными быстро упрочняющимися областями более твёрдой алюминиевой матрицы. Такие области образуются вследствие пересечения плоскостей максимальных сдвигающих напряжений и скольжения по ним отдельных частей структурного элемента.

Размер оловянных частиц в этом случае будет определяться частотой линий максимальных сдвигающих напряжений. Кроме того, в работе [17] было обнаружено, что при вылёживании сильно деформированных КМ фрагментация оловянных частиц может происходить также и под действием сил поверхностного натяжения.

При РКУП деформация материала осуществляется простым сдвигом, при котором толщина деформируемого объекта в перпендикулярном сдвигу направлении не меняется. Поэтому РКУП с многообразием маршрутов прессования наилучшим образом подходит для изучения особенностей влияния формы частиц мягкой фазы на прочность КМ при больших степенях деформации. Например, утонения и фрагментации оловянных включений в КМ Al – Sn наблюдаться не должно, если РКУП проводить маршрутом С, при котором положение плоскости сдвига относительно направления течения не меняется, а направление сдвига в ней каждое чётное прессование становится обратным. Напротив, в случае маршрута А, плоскость простого сдвига каждое прессование располагается перпендикулярно предыдущей её ориентации, а направление сдвига не меняется. Следовательно, при РКУП(А) должны иметь место и утонение и фрагментация включений олова в местах пересечения плоскостей сдвига, хотя, гораздо медленнее чем, например при прокатке, во время которой сдвиг по плоскостям максимальных касательных напряжений осуществляется одновременно.

Цель настоящей работы — изучение эволюции формы и размеров частиц олова при РКУП маршрутами А и С, а также определение степени влияния формирующейся при ИПД макро- и микроструктуры на прочность и несущую способность обработанных КМ системы Al – Sn.

Материалы и методика эксперимента

В качестве материала для исследования были использованы сплавы системы Al – Sn, полученные спеканием смеси из мелких промышленных порошков чистого алюминия марки АСД-4 (ТУ 48-5-226-87) и олова марки ПО 2 (ГОСТ 9723-73). Спекание проводили выше температуры плавления олова. Такой способ формирования позволил получить КМ, концентрация олова в которых может превышать его максимальное (20 масс. %) содержание в литых промышленных сплавах данной системы более чем в 2 раза. Широкий концентрационный интервал Sn позволяет провести макроструктурные исследования КМ на систематической основе.

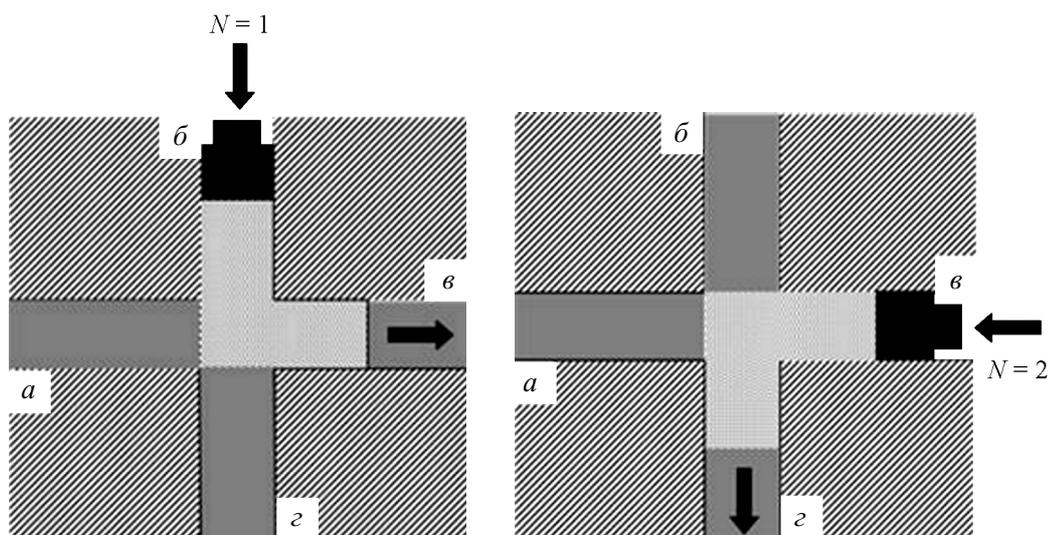


Рис. 1. Схема непрерывного РКУП по маршруту А.

Спечённые образцы Al – Sn с весовым содержанием олова 10, 20, 30, 40 и 50 % подвергали последующей обработке методом РКУП. Деформирование проводили в подогретой до 200 ± 10 °С пресс-форме, которая в процессе прессования остывала до 180 ± 15 °С в зависимости от числа РКУП. Выполненные в пресс-форме каналы имели сечение 10×10 мм и пересекались под прямым углом. Между прессованиями образцы из пресс-формы не вынимали, изменение направления прессования и положения выходного канала осуществляли путём поворота пресс-формы на угол 90° (рис. 1). Стенки каналов пресс-формы покрывали тонким слоем смазки “мазут + графит”.

Макроструктуру КМ изучали на шлифах параллельных плоскости течения материала. Её параметры определяли по методу секущей, проведённой перпендикулярно длинной стороне оловянных включений. Микроструктурные исследования проводили на фольгах, вырезанных также параллельно плоскости течения материала при РКУП. Шлифы для металлографических исследований готовили по обычной методике с использованием алмазных паст, фольги для просвечивающего электронного микроскопа получали методом ионной бомбардировки на приборе “ION SLICER EM-09100 IS”, предоставленном ЦКП “НАНОТЕХ” ИФПМ СО РАН.

Механические свойства КМ определяли при испытаниях на сжатие (ГОСТ 25.503-97) с помощью универсальной испытательной машины Instron 3369, скорость перемещения траверсы составляла 0,5 мм/мин. Образцы размером $5 \times 5 \times 10$ мм были вырезаны из середины прессованной заготовки. Направление их

продольной оси совпадало с направлением течения материала при РКУП. Твёрдость материала определяли по методу Бринелля с использованием шарового индентора диаметром 5 мм при нагрузке на образец 1839 Н. Для каждой точки проводили не менее трех экспериментов.

Результаты и их обсуждение

Структура и механические свойства КМ Al – Sn

Компоненты твёрдых фаз КМ Al – Sn взаимно не растворяются, поэтому в спечённом материале формируется структура с изолированными в алюминиевой матрице включениями олова, которые при больших концентрациях Sn сливаются в непрерывную разветвлённую сеть, равномерно распределённую по объёму образцов (рис. 2). Однако указанное изменение структуры не влияет на характер зависимости прочности спечённых КМ от концентрации фаз, она остаётся аддитивной характеристикой материала при содержании в нём олова до 50 масс. % (25 об. %) и с высокой точностью описывается уравнением (9).

При сжатии более чем на 0,2 % образцы КМ разного состава быстро упрочняются, но полученные зависимости $\sigma_\epsilon(\text{КМ})$ при равных степенях осадки имеют линейный характер (рис. 3). При продолжении влево линии пересекают ось ординат в точках, соответствующих значениям прочности деформированных до такой же степени спечённых образцов из чистого Al. При продолжении вправо семейство прямых пересекается в точке, соответствующей координатам чистого олова, что указывает на быструю и

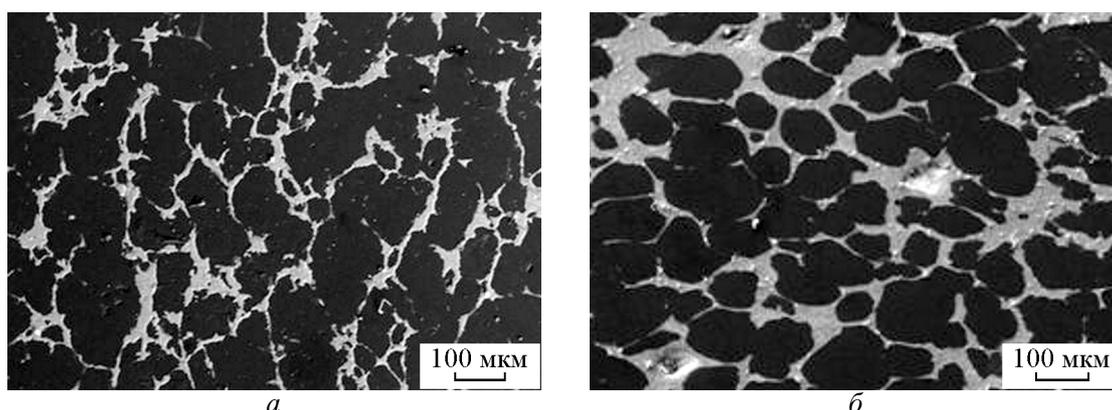


Рис. 2. Структура спеченных сплавов: *a* – Al – 30 Sn, *б* – Al – 50 Sn.

практически полную релаксацию деформационного наклёпа в оловянной фазе из-за её низкой температуры плавления. То есть, при малых деформациях и незначительном изменении формы включений прочность спечённых КМ Al – Sn также остаётся величиной аддитивной, и её прирост определяется объёмной долей и степенью деформационного упрочнения Al матрицы.

В [18] было установлено, что при многократной прокатке с промежуточными отжигами литых КМ Al – Sn до больших суммарных деформаций прочность их также остаётся величиной аддитивной. Однако условия деформирования при РКУП сильно отличаются от указанных: интенсивность деформации за один проход гораздо выше, её реализация осуществляется в узкой области вблизи плоскости пересечения каналов (очаг пластической деформации), при повторных проходах ориентация данной плоскости относительно направления течения материала меняется [19]. Кроме того, особенностью спечённых материалов является пористость и наличие большого

числа оксидных частиц, изначально покрывающих поверхность порошков. Все это может сказаться на характере течения КМ Al – Sn и их упрочнении при ИПД обработке.

Известно, что когда прессуемый материал склонен к деформационному упрочнению и не является идеальным твёрдым телом, то очаг пластической деформации при РКУП расширяется и принимает веерообразную форму [20]. Включения, проходя такой очаг, меняют свою форму и относительное расположение постепенно, и на выходе из очага формируется структура слоистого типа. При последующих прессованиях эволюция формы включений зависит от выбранного маршрута. При РКУП(А) включения олова ещё больше удлиняются, их толщина и толщина прослоек матрицы между ними уменьшается, а площадь межфазных границ существенно возрастает (рис. 4а). В случае маршрута С, напротив, форма оловянных включений в значительной степени восстанавливается после каждого четвёртого прессования (рис. 4б). То есть, при равной величине испытанной деформации тип формирующейся в КМ Al – Sn макроструктуры существенно зависит от маршрута её реализации.

Тогда как величина суммарной деформации при многократном РКУП не зависит от маршрута прессования (7), и, следовательно, при равномерном её распределении по объёму образца матрица должна упрочняться на одну и ту же величину, не зависимо от состава КМ. Более того, тип формирующейся макроструктуры, как и раньше, не должен оказывать влияния на прочность КМ и её аддитивный характер (9), если фазы в обработанном материале химически не взаимодействуют. На практике же оказалось, что с увеличением числа проходов прочность КМ равных составов зависит от выбранного маршрута РКУП: в случае РКУП(С) она практически перестаёт меняться после второго прессования, а при

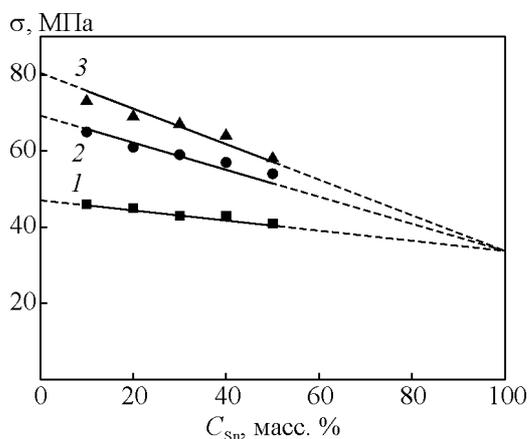


Рис. 3. Влияние содержания олова на прочность спеченных Al – Sn сплавов. Степень осадки, %: 1 – 0,2; 2 – 2; 3 – 4.

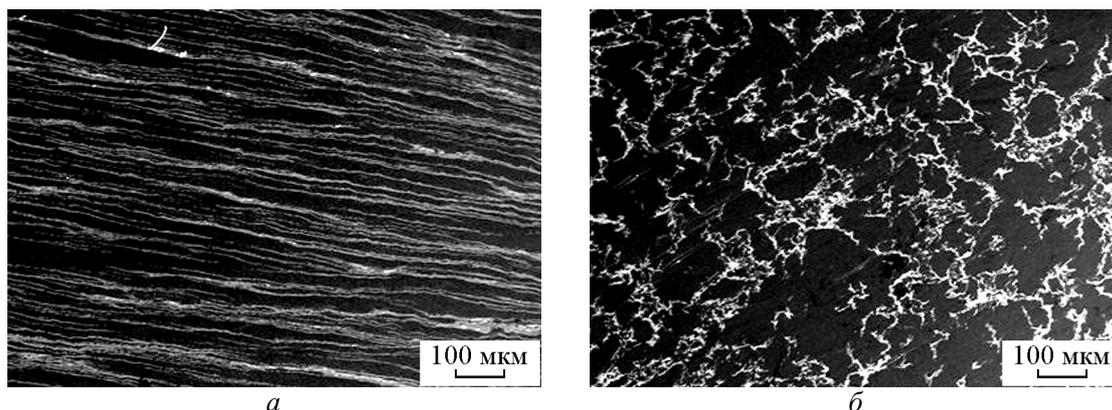


Рис. 4. Структура сплава Al – 30 Sn после четырех РКУП маршрутами А (а) и С (б).

обработке методом РКУП(А) — прочность КМ того же состава неуклонно растёт (рис. 5).

Однако, несмотря на сложную эволюцию прочности КМ при обработке, она остаётся величиной аддитивной (9), и графики зависимости σ (КМ) от состава образцов после равного числа проходов по маршруту А представляют собой прямые (рис. 6). Как и раньше, они пересекаются в точке, соответствующей 100 % олова, следовательно, оловянные частицы в подвергнутых РКУП композитах не упрочняются, и весь прирост σ (КМ) обусловлен упрочнением матрицы. Её прочность после каждого прессования прирастает на постоянную величину во всех КМ и не зависит от содержания в них олова, что возможно в случае, если деформация по объёму образцов всех составов распределяется равномерно.

Следует отметить, что, несмотря на одинаковый химический состав алюминиевой матрицы и спечённых из порошков алюминиевых образцов, прочность последних после РКУП несколько выше (рис. 6). Ви-

димо, это связано с более полной релаксацией внутренних напряжений в матрице КМ из-за присутствия на границах алюминиевых зёрен прослоек мягкой фазы. В любом случае, объяснение обнаруженному несоответствию прочности спечённых образцов из чистого алюминия и матрицы того же состава в КМ Al–Sn при равных степенях испытанной деформации, а так же более быстрое упрочнение КМ в случае РКУП маршрутом А по сравнению с маршрутом С заключается в особенностях формирующейся макро- и микроструктуры при ИПД указанных материалов. Поэтому закономерности её изменения при РКУП следует рассмотреть более подробно.

Формирование макроструктуры в КМ Al – Sn методом РКУП

В процессе РКУП жёсткие боковые стенки каналов не позволяют образцу менять исходные поперечные размеры, поэтому в очаге пластической

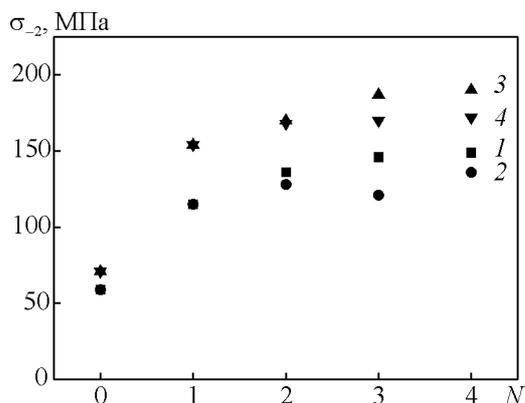


Рис. 5. Зависимость прочности сплава Al – 30 Sn (1, 2) и чистого алюминия (3, 4) при сжатии их на 2 % (σ_{-2}) от числа РКУП. Маршрут прессования: 1, 3 – РКУП(А), 2, 4 – РКУП(С).

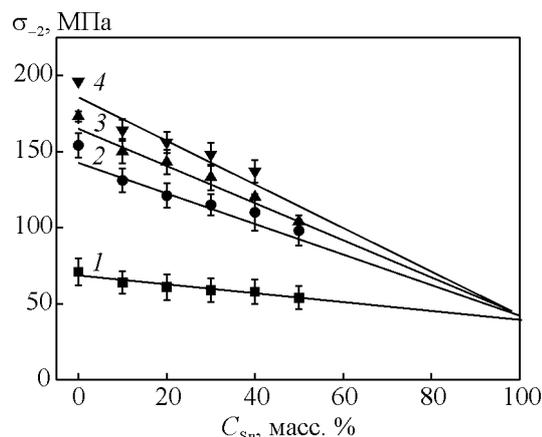


Рис. 6. Прочность обработанных методом РКУП(А) сплавов Al – Sn при сжатии их на 2 % (σ_{-2}). Число проходов: 1 – 0 (спеченный), 2 – 1, 3 – 2, 4 – 4.

деформации устанавливается плоское деформированное состояние материала. Для идеального материала это означает, что линии течения, лежащие в любой плоскости течения, пересекающей очаг, параллельны и имеют равную длину, а движущиеся вдоль этих линий материальные точки проходят при РКУП одинаковое расстояние [9]. Данное обстоятельство позволяет легко определить конечную форму заключённого между двумя линиями течения структурного элемента после прохождения им очага пластической деформации.

Например, если перед очагом пластической деформации в плоскости течения структурный элемент имел форму квадрата, то по окончании РКУП он трансформируется в параллелограмм (рис. 7), испытав при этом простой сдвиг на величину, равную его удвоенному поперечному размеру. В реальном КМ Al – Sn включения олова имеют гораздо более сложную форму, и в плоскости течения их скорее можно представить в виде звезд с произвольно

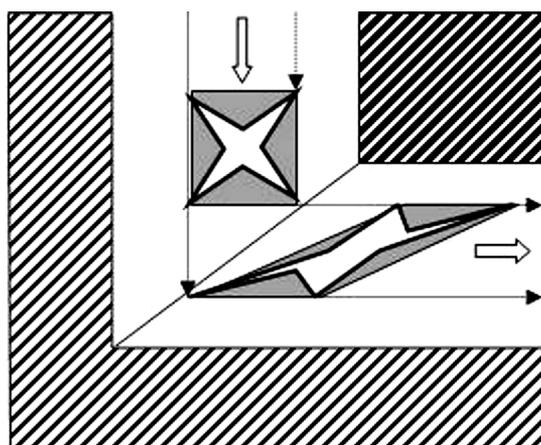


Рис. 7. Схема эволюции формы расположенных в плоскости течения структурных элементов при РКУП.

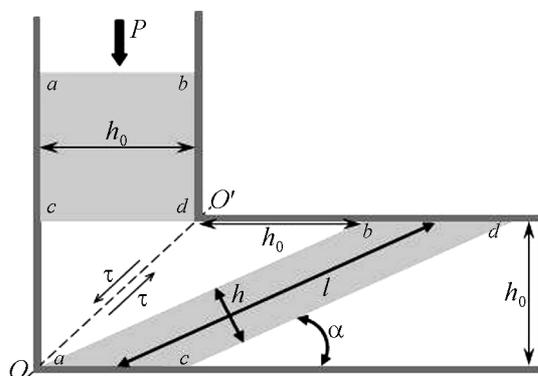


Рис. 8. Геометрическая схема изменения исходного квадратного структурного элемента при РКУП.

ориентированными лучами. Однако и в этом случае с помощью линий течения можно успешно прогнозировать их конечную форму — после прохождения очага пластической деформации такое включение вытягивается и становится тоньше, а размер и форма его лучей определяются их исходной ориентацией (рис. 7).

Далее, при РКУП маршрутом С, деформированный квадрат вместе с образцом переворачивается на 180° и при равенстве длины линий течения его форма после второго прохода через пресс-форму восстанавливается. При прессовании маршрутом А образец не вращается, линии течения остаются на прежних позициях, и тенденция по изменению формы и размеров заключённых между ними включений сохраняется, они вытягиваются, спрямляются и сглаживаются, принимая форму полос.

Для численных оценок интенсивности этих изменений воспользуемся схемой на рис. 8. Согласно ей, при каждом прессовании деформацию образца можно интерпретировать как простой продольный сдвиг на величину, равную удвоенному поперечному размеру каналов. Интенсивность простого сдвига определяется как частное от деления величины сдвига Δ на толщину H сдвигаемого слоя:

$$\gamma = \frac{\Delta}{H} = \text{ctg}\alpha. \quad (10)$$

Интенсивность деформации при каждом прессовании постоянна, поэтому при их повторении суммарная величина деформации Γ нарастает по закону:

$$\Gamma = \gamma N, \quad (11)$$

где N — число проходов.

В случае РКУП с перпендикулярными каналами $\Delta/2$ и H совпадают по величине с поперечным размером каналов h_0 и, следовательно, $\gamma = 2$.

На маршруте С положение плоскости течения и плоскости сдвига OO' относительно глобальной системы координат не изменяется, но направление сдвига в ней меняется на противоположное, поэтому форма элемента $abcd$ восстанавливается. При использовании других маршрутов РКУП указанные плоскости в системе неподвижных координат чередуются более сложным образом [20], и конечная форма включений олова в КМ усложняется. Наибольшие изменения формы и размеров структурного элемента (включения) в КМ наблюдаются в случае маршрута А, при котором плоскость течения, как и в случае РКУП(С), сохраняется, но плоскость реализации сдвига OO' оказывается перпендикулярной её предыдущему положению. В результате толщина элемента и угол наклона продольной оси его дефор-

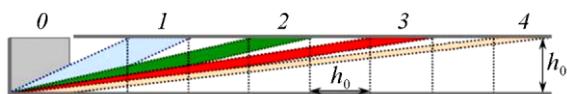


Рис. 9. Трансформация формы квадратного структурного элемента при многократном РКУП(А).

мации к оси образца уменьшаются после каждого прохода. Эволюция изменений формы и размеров включения в плоскости течения материала для случая многократного РКУП(А) через пресс-форму с перпендикулярными каналами показана на рис. 9.

Согласно уравнениям (10) и (11), угол наклона деформируемого включения α связан с величиной деформации испытанной при РКУП: $\alpha = \text{arctg}(\gamma N)$. Тогда, эволюцию размеров включения при многократном РКУП можно описать, воспользовавшись свойствами обратных тригонометрических функций, следующим образом:

$$\begin{aligned}
 h &= h_0 \sin \alpha = h_0 \sin \left[\text{arctg}(\gamma N) \right] = \\
 &= h_0 \sin \left\{ \arcsin \left[\frac{1}{1 + (\gamma N)^2} \right]^{0.5} \right\} = \\
 &= \frac{h_0}{\left[1 + (\gamma N)^2 \right]^{0.5}}. \quad (12)
 \end{aligned}$$

В случае, когда γN много больше 1, выражение

(12) стремится к виду $\frac{h}{h_0} = \frac{1}{\gamma N}$, из которого следует,

что темпы утонения оловянных прослоек с ростом числа прессований по маршруту А быстро замедляются. Рассчитанные относительные изменения параметров деформируемого включения для пресс-формы с перпендикулярными каналами ($\gamma = 2$) приведены в табл. 1.

На рис. 10 приведён график, соответствующий формуле (12) и экспериментальным значениям h/h_0 .

Таблица 1

Изменение ориентации, размеров и интенсивности испытанной деформации включений при увеличении числа РКУП маршрутом А

Число проходов РКУП, N	α , град.	l/l_0	h/h_0 , ф-ла (12)	h/h_0 , ф-ла (14')	Γ
0	90,0	1,00	1,00	1,00	0
1	26,6	2,24	0,45	0,37	2
2	14,0	4,12	0,24	0,14	4
3	9,6	6,08	0,17	0,05	6
4	7,1	8,06	0,12	0,02	8

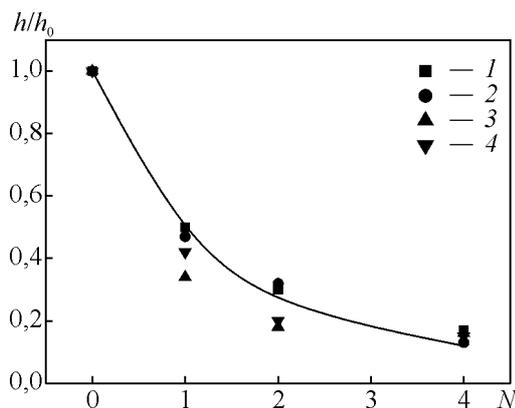


Рис. 10. Относительное изменение толщины включений Sn (1, 3) и прослоек Al (2, 4) в сплавах Al – Sn при РКУП(А). Сплав: 1, 2 – Al – 20 Sn; 3, 4 – Al – 40 Sn.

Видно, что они с высокой точностью укладываются на рассчитанную кривую, и, следовательно, предложенная модель удовлетворительно описывает трансформацию пластичных включений второй фазы при РКУП маршрутом А. Согласно модели, включения быстро утоняются и, независимо от их начальной ориентации, становятся почти параллельными направлению течения материала. Это же видно и на структурах представленных на рис. 4а. То есть, форма включений при РКУП(А) меняется как при продольной прокатке с убывающей интенсивностью деформации, величину которой можно рассчитать с помощью формул (12) и (5'):

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_{\text{пр}}(\text{Sn}) &= \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{h}{h_0} \right) = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left[\frac{1}{1 + (\gamma N)^2} \right]^{0.5} = \\
 &= \left(-\frac{1}{\sqrt{3}} \right) \ln \left[1 + (2N)^2 \right]. \quad (13)
 \end{aligned}$$

При больших N это выражение стремится к виду

$$\varepsilon_{\text{пр}}(\text{Sn}) \approx -\frac{2}{\sqrt{3}} \ln(2N). \quad (13')$$

В тоже время, выражение для истинной деформации, испытанной образцами в процессе РКУП, определяется формулами (7) и (11):

$$\varepsilon_{\text{пр}} = \frac{\gamma N}{\sqrt{3}} = \frac{2}{\sqrt{3}} N. \quad (14)$$

Из (5') следует, что если бы эта деформация задавалась прокаткой образца, то толщина оловянных прослоек в КМ была бы много меньше (табл. 1), чем получается при эквивалентной деформации методом РКУП(А)(12):

$$h = h_0 \cdot \exp\left(-\frac{\varepsilon_{\text{пр}} \sqrt{3}}{2}\right) = h_0 \cdot \exp(-N). \quad (14')$$

То есть, при равной величине $\varepsilon_{\text{пр}}$ темпы утонения включений в КМ, а, значит, и вероятность их разрушения на отдельные частицы при прокатке гораздо выше, чем при РКУП(А), при котором темпы утонения оловянных включений в КМ (12) отстают от темпов накопления материалом суммарной (14) деформации по причине поворота главных осей деформации относительно направления течения материала. При использовании других маршрутов РКУП это отставание будет ещё значительнее.

Обсуждение полученных результатов

Обычно после РКУП маршрутом С в алюминиевых сплавах формируются субзёрна равновесной формы, более мелкие и с большей долей высокоугловых границ, чем после РКУП(А), где последние имеют более вытянутую форму, а их границы состоят из большего числа малоугловых участков [12, 13]. Соответственно, прочность (твёрдость) алюминия после равного числа проходов в последнем случае оказывается ниже. В обоих случаях темпы измельчения зёрен замедляются уже после 1 – 2 проходов, и, согласно (8), прирост прочности алюминия также уменьшается.

Процесс измельчения зёрен прекращается как только в деформируемом материале формируется субзёрнистая структура, способная при действующих внешних условиях эффективно поглощать генерируемые дислокации. Установлению такой структуры способствует высокая гомологическая температура РКУП, активирующая переползание заторможенных дислокаций на соседние разблокированные плоскости. Присутствие частиц некогерентной фазы, наоборот, сдерживает этот процесс и способствует формированию субструктуры с более мелким зерном [21].

Решётки Al и Sn также не когерентны, и границы между ними в КМ Al – Sn являются эффективными дислокационными барьерами. Однако данный факт не способствует дополнительному упрочнению композитов при РКУП. Напротив, при равной испытанной ИПД прочность спечённого алюминия оказывается выше, чем прочность матрицы того же состава в КМ (рис. 6). То есть, эффективность межфазных границ в КМ Al – Sn как дислокационных барьеров оказывается ниже, чем границ субзёрен. Это подтверждается и микроструктурными исследованиями, согласно которым вблизи межфазных границ размер зёрен

алюминиевой матрицы в деформированных КМ значительно крупнее, чем в её центральных областях [22]. Причина заключается в том, что для релаксации поля упругих напряжений путём аккомодационного течения в соседнем зерне в случае дислокационных скоплений, стоящих перед зёрнистой границей требуется более высокое критическое напряжение, чем для релаксации упругого поля скопления, расположенного вблизи межфазной границы.

При этом аккомодационное течение не может реализоваться путём изменения формы оловянных частиц, поскольку они окружены более прочным материалом и, скорее всего, реализуется за счёт установления в оловянной фазе определённой кристаллографической текстуры, что, впрочем, мало сказывается на прочности всего КМ, по причине низкого напряжения течения олова при высокой гомологической температуре ($T_{\text{ком}} > 0,6 T_{\text{пл}}$). Поэтому, в случае маршрута С, где каждое чётное прессование макроструктура композитов почти полностью возвращается к своей исходной конфигурации (рис. 4б), влияние межфазных границ на прочность КМ Al – Sn остаётся незначительным постоянным фактором, и прочность композитов при увеличении числа проходов данным маршрутом определяется дислокационными процессами, происходящими в матрице.

Микроструктурные исследования КМ Al – Sn, обработанных методом РКУП(С), подтверждают сделанное предположение. Оказалось, что процесс измельчения зёрнистой структуры алюминиевой матрицы в основном завершается после первого прессования. Средний размер субзёрен стабилизируется в районе 450 ± 50 нм и при последующих проходах практически не меняется, и даже несколько возрастает при большом их числе. Согласно (8), это означает, что прочность матрицы и КМ в целом должна резко возрасти только после первого РКУП, в ходе которого формирование мелкозернистой субструктуры в основном завершается. При последующих проходах прочность расти не должна, поскольку размер субзёрен не меняется, что и подтверждается экспериментально для КМ всех составов (рис. 5).

Напротив, прочность КМ прирастает после каждого прохода маршрутом А (рис. 5) и при большом их числе, в итоге, оказывается выше, чем прочность материала после РКУП(С). То есть, при увеличении числа проходов релаксационная способность оловянных прослоек быстро исчерпывается по причине сокращения их толщины (12) и резкого возрастания площади межфазной поверхности, после этого размер алюминиевых субзёрен в приграничных областях становится таким же, как и внутри прослоек матрицы.

Утонение оловянных включений сопровождается сближением межфазных границ (12), которые остаются непроницаемыми для решёточных дислокаций, и уменьшением толщины заключённых между ними прослоек алюминиевой матрицы (табл. 1). Последнюю при описании структуры КМ обычно называют свободным межчастичным расстоянием (λ). В КМ со сферическими частицами величина λ связана со средним диаметром частиц наполнителя и его объёмной долей f [23]. В случае слоистых КМ его можно определить как

$$\lambda = h \frac{1-f}{f}. \quad (15)$$

То есть, по сути, λ есть усреднённое расстояние между слоями второй фазы. Когда оно становится сравнимо с размером субзёрен в матрице, то λ можно использовать в выражении (8) вместо величины d . Когда среднее свободное расстояние велико, то на его длине укладывается большое число зёрен матрицы, и степень влияния межфазных границ как дислокационных барьеров на прочность КМ незначительно.

В любом случае величина $\lambda = nd$, где d — средний размер субзерен. При большом числе проходов по маршруту А межчастичное расстояние в КМ Al – Sn сокращается (рис. 4а). Это сокращение должно сопровождаться либо уменьшением числа n субзёрен неизменного поперечного размера (как на маршруте С), либо n остаётся неизменным, а поперечный размер субзёрен d убывает пропорционально уменьшению λ . В последнем случае λ и d жёстко связаны, и для определения прочности КМ Al – Sn можно воспользоваться выражением (9), с учётом, что λ и h в (12) в плоскости течения материала идентичны. Подставляя их в (9), мы получим следующее выражение для прочности обработанных КМ Al – Sn:

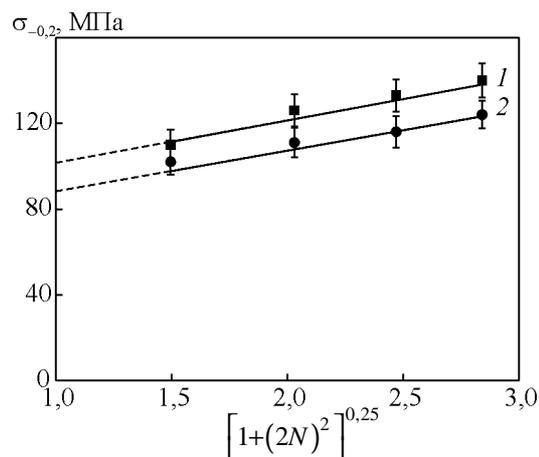


Рис. 11. Влияние числа РКУП(A) на предел текучести $\sigma_{-0,2}$ сплавов: 1 – Al – 20 Sn, 2 – Al – 40 Sn.

$$\sigma_{0,2}(\text{KM}) = \left\{ \sigma_0 + \left(\frac{k}{\sqrt{nh_0}} \right) \left[1 + (\gamma N)^2 \right]^{0,25} \right\} f_{\text{Al}} + \sigma_{\text{Sn}} f_{\text{Sn}}. \quad (16)$$

В первом слагаемом правой части равенства все величины фиксированы, за исключением N . Олово в КМ Al – Sn при РКУП не упрочняется, и, следовательно, правый член суммы в (16) также фиксирован. С учётом сказанного, выражение (16) можно представить в обобщённом виде:

$$\sigma_{0,2}(\text{KM}) = A + B \left[1 + (\gamma N)^2 \right]^{0,25}, \quad (17)$$

где A , B и γ — постоянные величины, а N — число РКУП(A). То есть, при фиксированном составе КМ Al – Sn выражение (17) — уравнение с одним переменным, чей график легко линеаризуется в соответствующих координатах. Результаты такого графического представления (17) для некоторых КМ Al – Sn приведены на рис. 11. Видно, что при $N \geq 1$

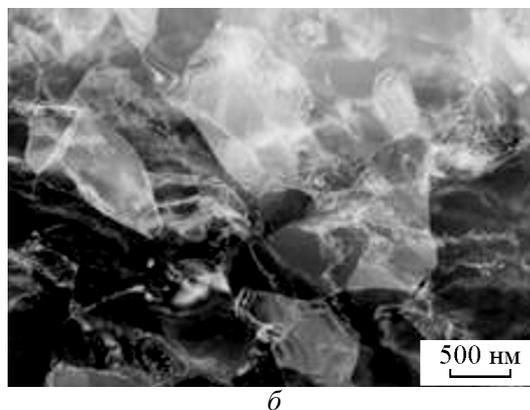
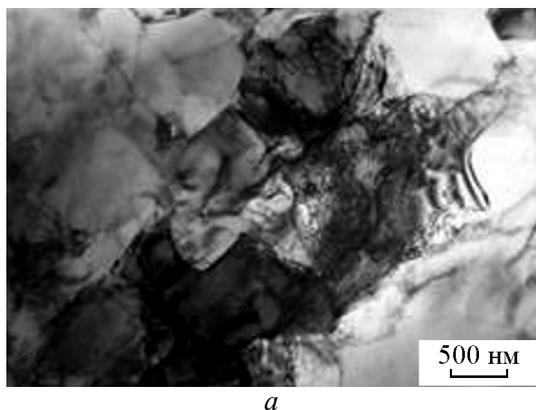


Рис. 12. Микроструктура алюминиевой матрицы в сплаве Al – 30 Sn. Число РКУП(A): а – 1, б – 4

значения $\sigma_{0,2}$ (КМ) с высокой точностью укладываются на прямую линию, отсекающую на оси ординат значение предела текучести сильно деформированной чистой алюминиевой матрицы.

Полученные результаты указывают, что при обработке КМ Al – Sn методом РКУП(А) сокращение межфазного расстояния сопровождается уменьшением среднего размера субзёрен в алюминиевой матрице. Это, в свою очередь, является причиной постоянного приращения прочности КМ с увеличением числа проходов. В случае РКУП(С), наоборот, толщина матричных прослоек не убывает с ростом N , субзёрна сохраняют свой поперечный размер, и, следовательно, прочность композитов остаётся величиной постоянной.

Это подтверждает и анализ микроструктур КМ Al – Sn, подвергнутых РКУП(А) обработке (рис. 12). Размер субзёрен алюминиевой фазы с увеличением числа проходов заметно убывает.

Выводы

1. Исследована структура и механические свойства подвергнутых РКУП спечённых композиционных материалов системы Al – Sn, содержащих до 50 % второй фазы.

2. Интенсивная пластическая обработка КМ Al – Sn приводит к существенному повышению их механической прочности, рост которой обусловлен степенью измельчения зёрненной структуры алюминиевой матрицы.

3. В исследованном интервале концентраций прочность спечённых и обработанных методом РКУП КМ Al – Sn является величиной аддитивной, определяемой по правилу идеальной смеси.

4. С целью достижения максимальной прочности КМ Al – Sn обработка их методом РКУП по маршруту А является более эффективной, чем прессование по маршруту С, поскольку вызывает дополнительное измельчение субзёрненной структуры алюминиевой матрицы за счёт сокращения толщины её прослоек.

5. Предложена модель трансформации формы и размеров включений второй фазы при обработке КМ Al – Sn методом РКУП(А), позволяющая рассчитать указанные параметры.

Работа выполнена в рамках проекта г/б исследований СО РАН по программе III.23.2.4

Литература

1. Russell A. M., Chumbley L. S., Laabs F. C., Russell J. D. A comparison of strengthening mechanisms in rolled and

axisymmetrically deformed Ti – 20 Y composites. *J Mater. Sci.*, 1999, v. 34, p. 1447 – 1460.

2. Gantovnik V., Russell A.M., Chumbley S., Wongpreedee K., Field. D. Advances in deformation processed gold composites. *Gold Bulletin*, 2000, v. 33, no. 4, p. 128 – 133.
3. Jensen J.A., Laabs F.C., and Chumbley L.S. Microstructure of heavily deformed Magnesium-Lithium composites containing steel fibers. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1998, v. 7, no. 3, p. 375 – 384.
4. Maire E., Wilkinson D.S., Embury J.D., Henein H. Ductilization of a powder metallurgy Al – 17 wt pct Cu by means of channel-die compression and extrusion. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 1998, v. 29A, p. 2613 – 2620.
5. Xu K., Wongpreedee K., Russel A.M. Microstructure and strength of a deformation processed Al – 20 Sn in situ composite. *J Mater. Sci.*, 2002, v. 37, p. 5209 – 5214.
6. Русин Н.М., Иванов К.В. Особенности пластического течения порошкового сплава Al – 40 Sn при экструзии. *Изв. Вузов. Цветная металлургия*, 2011, no. 6, с. 48 – 54.
7. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1986, 688 с.
8. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002, 438 с.
9. Segal V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Mater. Sci. Eng.*, 1999, v. 271A, p. 322 – 333.
10. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in materials science*, 2000, v. 45, no. 10, p. 103 – 189.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. Буше Н.А. и др. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974, 256 с.
15. Kryachek. V.M. Friction composites: traditions and new solutions (review). II. *Composite materials. Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2005, v. 44, no. 1 – 2, p. 5 – 16.
16. Kostornov A.G., Fushchich. O.I. Sintered antifriction materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2007, v. 46, no. 9 – 10, p. 503 – 512.
17. Xu K., Russel A.M. Texture-strength relationships in a deformation processed Al-20Sn metal-metal composite. *Mater. Sci. Eng.*, 2004, v. 373, p. 99 – 106.
18. Hernandez O., Gonzalez G. Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al – Sn alloys. *Materials Characterization*, 2008, v. 59, p. 534 – 541.
19. Tian Y.-Z., Duan Q.-Q., Yang H.-J. et al. Effect of route on microstructural evolution and mechanical properties of

- Cu – 8 wt. pct. Ag alloy processed by equal channel angular pressing. *Met. & Mater. Transaction*, 2010, v. 41A, p. 2290 – 2303.
20. Русин Н.М. Влияние маршрутов РКУП на особенности конечного эффекта. *ФММ*, 2006, т. 102, № 2, с. 242 – 249.
 21. Хирш П.Б., Хэмпфрис Ф.Дж. Пластическая деформация двухфазных сплавов, содержащих малые недеформируемые частицы. *Физика прочности и пластичности*. М.: Металлургия, 1972, с. 158 – 186.
 22. 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.
 23. Дидикин Г.Г., Гречанюк Н.И., Мовчан Б.А. Прочность и пластичность двухфазных конденсированных материалов Mo – Cu, Cr – Cu, Fe – Cu. *Проблемы специальной электроталлургии*, 1990, № 4, с. 51 – 55.
- References**
1. Russell A.M., Chumbley L.S., Laabs F.C., Russell J.D. A comparison of strengthening mechanisms in rolled and axisymmetrically deformed Ti – 20Y composites. *J. Mater. Sci.*, 1999, vol. 34, pp. 1447 – 1460.
 2. Gantovnik V., Russell A., Chumbley S., Wongpreedee K., Field D. Advances in deformation processed gold composites. *Gold Bulletin*, 2000, vol. 33, no.4, pp. 128 – 133.
 3. Jensen J.A., Laabs F.C., Chumbley L.S. Microstructure of heavily deformed Magnesium-Lithium composites containing steel fibers. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1998, vol. 7, no.3, pp. 375 – 384.
 4. Maire E., Wilkinson D.S., Embury J.D., Henein H. Ductilization of a powder metallurgy Al-17 wt pct Cu by means of channel-die compression and extrusion. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 1998, vol. 29A, pp. 2613 – 2620.
 5. Xu K., Wongpreedee K., Russel. A.M. Microstructure and strength of a deformation processed Al-20Sn in situ composite. *J. Mater. Sci.*, 2002, vol. 37, pp. 5209 – 5214.
 6. Rusin N.M., Ivanov K.V. Osobennosti plasticheskogo techeniya poroshkovogo splava Al-40Sn pri extruzii [Features of plastic flow of sintered Al-40Sn alloy under extrusion]. *Izv. Vuzov. Tsvetnaya metallurgia — Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2011, no. 6, pp. 48 – 54.
 7. Kolmagorov V.L. *Mehanika obrabotki metallov davleniem* [Mechanics of metal forming]. Moscow, Metallurgia, 1986, 688 p.
 8. Kaibishev O.A., Ytyashev F.Z. *Sverhplastichnost, izmelchenie structuri i obrabotka trudnodeformiruemih splavov* [Superplasticity, structure refinement and processing of hardly-deformed alloys]. Moscow, Nauka, 2002, 438 p.
 9. Segal. V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Mater. Sci. Eng.*, 1999, vol. 271A, pp. 322 – 333.
 10. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in materials science*, 2000, vol. 45, no. 10, pp. 103 – 189.
 11. 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.
 12. Furukawa M., Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M. and 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.
 13. Xu C. and Langdon. T.G. Creep and mechanical properties of commercial aluminium alloy processed by ECAP. *Materials Science Forum*, 2006, vol. 503 – 504, pp. 77 – 82.
 14. Bushe N.A. et al. *Podshipniki iz aluminievih splavov* [Bearings from aluminum alloys]. Moscow, Transport Publ., 1974, 256 p.
 15. Kryachek. V.M. Friction composites: traditions and new solutions (review). II. *Composite materials. Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2005, vol. 44, no. 1 – 2, pp. 5 – 16.
 16. Kostornov A.G., Fushchich. O.I. Sintered antifricition materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2007, vol. 46, no. 9 – 10, pp. 503 – 512.
 17. Xu K., Russel A.M. Texture-strength relationships in a deformation processed Al-20Sn metal-metal composite. *Mater. Sci. Eng.*, 2004, vol. 373, pp. 99 – 106.
 18. Hernandez O., Gonzalez G. Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al-Sn alloys. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, pp. 534 – 541.
 19. Tian Y.-Z., Duan Q.-Q., Yang H.-J. and at.al. Effect of route on microstructural evolution and mechanical properties of Cu-8 wt. pct. Ag alloy processed by equal channel angular pressing. *Met. & Mater. Transaction*, 2010, vol. 41A, pp. 2290 – 2303.
 20. Rusin N.M. Vlyanie marshrutov RKUP na osobennosty kontsevogo effecta [Influence of ECAP routes on the features of end effect]. *FMM — The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 2, pp. 242 – 249.
 21. Hirsch P.B., Humphries F.J. Plastic deformation of two-phase alloys with small non-deforming particles. *Physic of strength and plasticity*, Moscow, Metallurgia, 1972, pp. 158 – 176.
 22. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mironov U.P., Mishin I.P. Structura i mehanicheskie svoistva spechennih kompozitov Al-Sn, obrabotannih s pomoshiu ravnokanalnogo uglovogo pressovaniya [Structure and mechanical properties of sintered Al – Sn composites, deformed by equal channel angular pressing]. *Perspectivnie materialy — Advanced materials (in Rus)*, 2014, no. 11, pp. 63 – 72.
 23. Didikin G.G., Grechanuk N.I., Movchan B.A. Prochnost i plastichnost dvuhfaznih kondensirovannih materialov Mo – Cu, Cr – Cu, Fe – Cu [Strength and ductility of two-phase condensed materials Mo – Cu, Cr – Cu, Fe – Cu]. *Problemy spetsialnoy electrometallurgii — Problems of special electrometallurgy*, 1990, no. 4, pp. 51 – 55.

Статья поступила в редакцию 20.02.2015 г.

Русин Николай Мартемьянович — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634021, Россия, Томская обл., г. Томск, пр. Академический, 2/4), 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 (634021, Россия, Томская обл., г. Томск, пр. Академический, 2/4), технолог, Томский политехнический университет (634050 Россия, Томская обл., г. Томск, проспект Ленина, 30), инженер, специалист в области трибологии, материаловедения. E-mail: skoralexan@mail.ru.

Мишин Иван Петрович — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634021, Россия, Томская обл., г. Томск, пр. Академический, 2/4), кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник, специалист в области физики и механики конденсированных материалов, материаловедения. E-mail: mishinv1@yandex.ru.

Evolution of structure and properties of Al-Sn composites under deformation

N. M. Rusin, A. L. Skorentsev, I. P. Mishin

The effect of processing by ECAP on the structure and mechanical properties of sintered Al-Sn composites with a different content of the second phase was investigated. It was established that during the SPD occurs a strong refinement of grain structure into the aluminum matrix and a hard strengthening of the composite, but its strength remains of the additive value and satisfies to the rule of mixture. The shape of tin inclusions almost returned to the original one after each even number of ECAP by route C, while their thickness and matrix interlayer decreases with an increasing in number pressing by route A. The reduction of interlayers' thickness leads to additional refinement of grains in the aluminum matrix and is a cause of the additional strengthening of Al – Sn composites.

Keywords: Severe plastic deformation, sintered Al – Sn composition material, structure, strength.

Rusin Nikolay — Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia), PhD, senior researcher, expert in physics and mechanics of condensed materials, tribology, materials science. E-mail: rusinnm@mail.ru.

Skorentsev Alexander — Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia), technologist, Tomsk Polytechnic University (634050, Russia, Tomsk, Lenin Avenue, 30), engineer, expert in tribology, materials science. E-mail: skoralexan@mail.ru.

Mishin Ivan — Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia), PhD, junior researcher, expert in physics and mechanics of condensed materials, materials science. E-mail: mishinv1@yandex.ru.