

### Список литературы

1. Johnson W.H. / On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids // Proc R Soc Lond. 1874. Vol. 23. P. 168–179. Proc. Royal Soc. Lon., 23 (1875), 168 p.
2. Шрейдер А.В. Водород в металлах / А.В. Шрейдер. – Москва: Знание, 1979. – 64 с.
3. Карпенко Г.В. Влияние водорода на структуру и свойства стали / Г.В. Карпенко, Р.И. Крипякевич. – М.: Металлургиздат, 1962. – 198 с.
4. Zhao Y., Lee D.-H, Seok M.-Y., et.al, Resistance of CoCrFeMnNi high-entropy alloy to gaseous hydrogen embrittlement // Scripta Mater. - 2017. – V. 135. – P. 54-58.

## ВЛИЯНИЕ ТВЕРДЫХ ДОБАВОК $Al_3Ti$ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-Sn

*В.Е. ЦАК<sup>1</sup>, А.Л. СКОРЕНЦЕВ<sup>1,2</sup>, Н.М. РУСИН<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Томский политехнический университет

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: [vep113377@mail.ru](mailto:vep113377@mail.ru)

**Введение.** Алюминиевые сплавы Al-Sn применяются в качестве антифрикционных самосмазывающихся материалов [1] и в ряде случаев могут быть использованы для замены подшипников скольжения из дорогой бронзы. Для этого необходимо повысить несущую способность сплавов, не ухудшая при этом пластических свойств олова. С указанной целью сплавы получают спеканием, позволяющим сохранить устойчивый матричный каркас в сплавах, содержащих олова до 40 вес. % ( $\approx 20$  об. %) [2]. С целью дополнительного упрочнения сплавов Al-Sn с большим содержанием мягкой фазы в них можно ввести хорошо смачиваемые, но не реагирующие с оловом твердые частицы типа алюминидов переходных металлов, которые не растворяются в олове и не ухудшают его смазочных свойств. Так, в работе [3] было установлено, что алюминиды могут быть не только введены в спекаемую смесь в виде твердых частиц, но и синтезированы непосредственно в процессе спекания брикетов из смеси порошков элементарных порошков.

Предварительные исследования показали, что при спекании порошковой смеси состава Al-6Ti-39Sn соединений титана с оловом обнаружено не было, и объемное содержание олова в полученных образцах было близким к оптимальному ( $\approx 20$  об. %). При этом на месте исходных частиц титана образуется интерметаллид  $Al_3Ti$ . Однако исследования фазового состава таких композитов показали, что значительный объем непрореагировавшего титана сохраняется в центральных областях исходных Ti частиц. Указанные области не исчезают за разумное время спекания даже при расплавлении алюминия. При образовании  $Al_3Ti$  на один атом титана приходится 3 атома алюминия, то есть объем готовых частиц алюминидов почти в 4 раза превышает объем исходного титана. В силу этого, распределение частиц  $Al_3Ti$  по объему спеченных алюмоматричных образцов оказывается неравномерным, они сконцентрированы в областях, прежде занимаемых порошинками титана.

С учетом вышесказанного, **целью данной работы** было исследование структуры и механических свойств спеченных композитов Al-Sn-Ti, твердые частицы фазы  $Al_3Ti$  в составе которых не синтезированы в процессе спекания порошковых прессовок, а были введены в состав в виде готовых мелких частиц.

**Материалы и методика эксперимента.** Получение алюминидов  $Al_3Ti$  осуществляли путем спекания брикетов из смеси порошков алюминия марки АСД-4 и титана марки ПТОМ-1. Стехиометрический состав порошковой смеси соответствовал соотношению  $Al_3Ti$ .

Спекание прессовок из смеси осуществлялось в вакуумной печи при температуре 710 °С в течение часа. Полученные образцы были подвергнуты последующему механическому измельчению твердыми стальными шарами в металлическом конусообразном барабане. В результате помола образовались мелкодисперсные менее 15 мкм частицы, со средним размером 1-5 мкм.

Полученные частицы добавлялись в смесь порошков Al и Sn в количестве, необходимом для образования композиции Al-16Al<sub>3</sub>Ti-39Sn (вес. %). Данный состав соответствовал спеченному из смеси элементарных порошков сплаву Al-6Ti-39Sn (вес. %). Смешивание порошков Al (АСД-4), Sn (ПО 2) и Al<sub>3</sub>Ti в заданной пропорции осуществляли в конусном смесителе в течение 4 часов. Затем порошковые смеси прессовали в плотные брикеты с пористостью ≈5 % и спекали их в вакуумной печи. Спекание проводили при температурах 620 °С и 710 °С, то есть ниже и выше точки плавления алюминия, с выдержкой 1 час. Для устранения пор и несплошностей по границам фаз спеченные образцы подвергались горячему доуплотнению (ГД) в закрытой пресс форме при температуре 250 °С и давлении около 300 МПа. Для анализа структуры и состава полученных композитов использовали сканирующий электронный LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) микроскоп. Данные для рентгенофазового анализа были получены с помощью дифрактометра ДРОН-7, с использованием Co-Kα излучения без монохроматора при симметричной схеме отражения. Механические свойства композитов определяли путем их испытания на сжатие на универсальной испытательной машине Instron-1185 при скорости осаживания 0.5 мм/мин.

**Результаты эксперимента и их обсуждение.** С помощью методов рентгеноструктурного анализа было установлено, что в полученных спеканием образцах содержатся только три фазы: α-Al, β-Sn и интерметаллид состава Al<sub>3</sub>Ti, рисунок 1. Чистого титана в спеченном материале не было обнаружено.

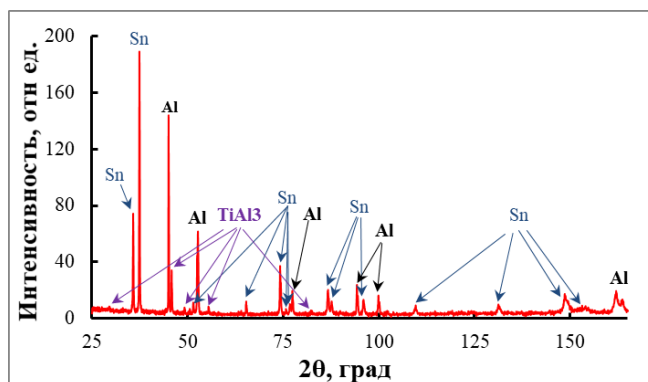


Рисунок 1 – Дифрактограмма спеченного (620 °С; 1 ч) и подвергнутого последующему ГД композита Al-16TiAl<sub>3</sub>-39Sn

В процессе спекания олово плавилось уже при 232 °С и начинало растекаться по прессовке. В первую очередь оно распространялось по границам алюминиевых зерен и растворяло в себе атомы алюминия. Данный легированный расплав хорошо смачивает и поверхность зерен матрицы и частицы Al<sub>3</sub>Ti. При 620 °С алюминий остается твердым, поэтому структура композита в процессе спекания развивается относительно медленно, за счет процессов перекристаллизации через жидкую фазу растворенных в ней атомов. Структура спеченных композитов состоит из мелких алюминиевых зерен, в промежутках между которыми сосредоточены частицы Al<sub>3</sub>Ti, окруженные оловом, рисунок 2а.

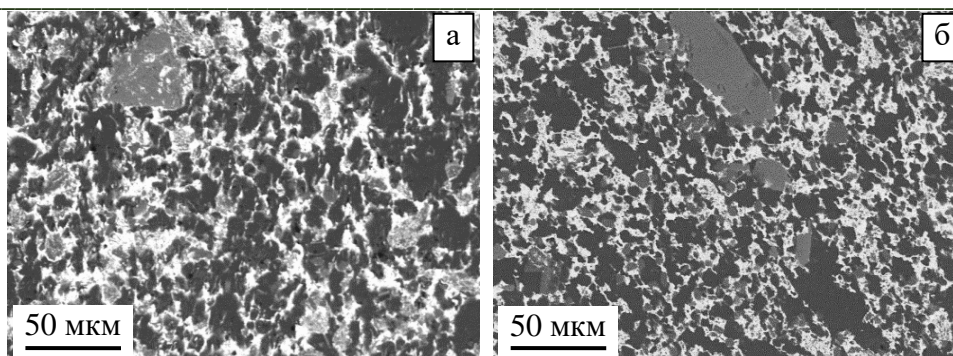


Рисунок 2 – РЭМ изображения поверхности спеченного и подвергнутого последующему ГД композита Al-16TiAl<sub>3</sub>-39Sn. Температура спекания, °С: а – 620; б – 710

При увеличении температуры спекания выше 660 °С алюминиевая матрица расплавляется. Количество жидкой фазы существенно возрастает. И хотя жидкости (Al и Sn) плохо смешиваются, но скорость диффузии растворенных в них атомов возрастает. В результате средний размер алюминидов Al<sub>3</sub>Ti после спекания при 710 °С становится заметно больше, чем в предыдущем случае, рисунок 2б. Как следствие, объем удерживаемого ими олова снижается и освободившаяся его часть расходуется на увеличение толщины оловянных прослоек между зёрнами матрицы.

В таблице 1 приведены мех. свойства спеченных образцов, испытанных на сжатие. Перед испытаниями образцы подверглись прессованию в закрытой пресс-форме и давлению около 300 МПа и температуре 250 °С, с целью устранения влияния пор на механические свойства композита. Из полученных данных следует, что полученный композит обладает значительно более высокой прочностью по сравнению с базовым двухфазным сплавом Al-40Sn, а также спеченным композитом Al-7Fe-38Sn, содержащими аналогичное количество мягкой оловянной фазы и 17 % об. частиц Al<sub>3</sub>Fe. При этом пластичность исследуемого материала немного уступала указанным сплавам.

Увеличение температуры спекания от 620 до 710 °С на прочность композита Al-16TiAl<sub>3</sub>-39Sn почти не влияет, но его пластичность заметно возрастает. Ее рост обусловлен уменьшением количества твердых частиц из-за их укрупнения, а также утолщением разделяющих зерна матрицы оловянных прослоек. В результате прочность алюминиевого каркаса увеличивается, что приводит к улучшению механических свойств композита.

Таблица 1 – Механические свойства исследуемых спеченных композитов

Состав	Режим получения	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Деформация до разрушения $\delta(\sigma_B)$ , %
Al-16TiAl <sub>3</sub> -39Sn	(620 °С; 1 ч) + ГД	124	147	10,3
Al-16TiAl <sub>3</sub> -39Sn	(710 °С; 1 ч) + ГД	126	153	15,5
Al-40Sn	(600 °С; 1 ч) + ГД	67	93	≈ 18
Al-7Fe-38Sn [4]	(710 °С; 1 ч) + ГД	98	122	≈ 25

### Выводы

1. Жидкофазное спекание брикетов из смеси порошков Al, Sn и TiAl<sub>3</sub> состава Al-16TiAl<sub>3</sub>-39Sn с последующим их горячим доуплотнением приводит к созданию композитов с пределом прочности  $\sigma_B = 153$  МПа, что более чем в полтора раза превосходит прочность двухфазного сплава Al-40Sn, обладающего аналогичным объемным содержанием олова.

2. При увеличении температуры спекания порошковых брикетов до 710 °С прочность исследуемого композита не меняется, но пластичность возрастает. Достигнутые механические

свойства композита позволяют использовать его в качестве материала для изготовления подшипников скольжения в средненагруженных узлах трения.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006.*

### Список литературы

1. Миронов А.Е., Белов Н.А., Столярова О.О. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения. – М.: Изд. дом МИСиС, 2016. – 222 с.
2. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Kolubaev E.A. Effect of equal channel angular pressing on mechanical and tribological properties of sintered Al-Sn composites // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – V. 29. – P. 1955–1963.
3. Русин Н.М. Триботехнические свойства спеченных композиционных материалов с алюминиевой матрицей // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2010. – № 9.–С.7–15.
4. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Mechanical and tribological properties of sintered aluminum matrix Al-Sn composites reinforced with Al<sub>3</sub>Fe particles // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – V. 122. – P. 1248–1255.

## ФИБРОИН ШЕЛКА – ФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ БИОМАТЕРИАЛ ДЛЯ СЕРДЕЧНО-СОСУДИСТОЙ ХИРУРГИИ

*Е.С. ПРОКУДИНА, Е.А. СЕНОКОСОВА, Л.В. АНТОНОВА, Н.А. КОЧЕРГИН*

Федеральное государственное бюджетное научное учреждение

«Научно-исследовательский институт комплексных проблем сердечно-сосудистых заболеваний»

E-mail: [goddess27@mail.ru](mailto:goddess27@mail.ru)

**Актуальность.** Последние эффективные разработки в области проектирования тканеинженерных каркасов из биоматериалов сосредоточены на биомиметических микронаноразмерных пористых искусственных матрицах. Использование синтетических полимеров для нужд регенеративной медицины ограничено в связи с их слабой интеграцией с организмом после имплантации. В связи с этим актуален поиск новых биоматериалов, сочетающих в себе достоинства природных и синтетических полимеров. Одним из перспективных материалов для тканевой инженерии является фиброин шелка (ФШ). Он демонстрирует оптимальные биологические свойства [1], обладает низкой иммуногенностью [2], а также не требует жестких условий для изготовления тканеинженерных конструкций.

**Цель** – изготовить тканеинженерный матрикс на основе ФШ, оценить его физико-механические свойства, гемосовместимость, биосовместимость как материала, пригодного для изготовления сосудистых заплат.

**Материал и методы.** ФШ из коконов *Bombix mori* выделяли по адаптированному протоколу Dingle Y. с соавторами [3]. Очищенный ФШ получали с помощью вываривания нативного шёлка в щелочном растворе с дальнейшим растворением в бромиде лития, диализом и высушиванием до получения фиброиновых губок. Полученные губки из очищенного ФШ растворяли в гексафторизопропанол. Из растворов 15 %, 18 % и 20 % ФШ изготавливали матриксы методом электроспиннинга в магнитном поле. Для перевода ФШ в водонерастворимую форму с формированием структуры бета-листа матриксы вымачивали в этиловом, метиловом и изопропиловом спиртах. Далее структуру материала оценивали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Физико-механические свойства ФШ изучали в условиях одноосного растяжения на универсальной испытательной машине серии Z (Zwick/Roell, Германия). Гемосовместимость определяли по степени гемолиза,