

2. Структура поверхностного слоя является наноразмерной и состоит из ультрамелких зерен NiAl и наночастиц TiC размером 10–40 нм. Концентрация TiC в слое линейно растет с числом циклов наплавки, достигая 22 мас. % после трех циклов.

3. Формирование поверхностного композита NiAl–TiC приводит к значительному повышению микротвердости (до 550 HV) и износостойкости (в 5.6 раз), а также к снижению плотности поверхностных трещин по сравнению с NiAl, обработанным НСЭП без TiC, при сохранении низкой шероховатости поверхности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0003

Список использованных источников:

1. Enhancing mechanical and tribological properties of NiAl-15vol%TiC composite by high current pulsed electron beam irradiation / M. Demirtas, K.V. Ivanov, G. Purcek, H. Yanar // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – V. 898. – article number 162860. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162860.

2. Ivanov K.V. The effect of low-energy high-current pulsed electron beam irradiation on the structure, phase composition and mechanical properties of NiAl and NiAl-TiC composites / K.V. Ivanov, K.O. Akimov, M.G. Figurko // Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – V. 973. – article number 172950. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.172950.

4. Modification of Surface Layers of Metallic Materials by Low-Energy Strong-Current Electron Beams / V.P. Rotshtein, D.I. Proskurovskii, G.E. Ozur, Yu.F. Ivanov. – Novosibirsk : Nauka, 2019. – 346 p.

5. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams / D.I. Proskurovsky, V.P. Rotshteyn, G.E. Ozur [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2000. – V. 125. – P. 49–56. – DOI: 10.1016/S0257-8972(99)00604-0.

5. Microstructure and properties of NiAl – TiC surface composites formed on NiAl using low-energy high-current electron beam / K.V. Ivanov, K.O. Akimov, E.K. Ivanova, M.G. Figurko // Vacuum. – 2024. – V. 230. – article number 113606. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.113606.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА Al-10Sn-10Pb

А.Л. Скоренцев^{1,2 а}, к.т.н., н.с., Н.М. Русин¹, к.т.н., с.н.с., В.Е. Лихарев^{1,2}, инженер-исследователь

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634055, Томская обл., г. Томск, пр. Академический, 2/4

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

634050, Томская обл., г. Томск, пр. Ленина 30

E-mail: ^аskoralexan@mail.ru

Аннотация: Исследована структура и механические свойства сплава Al-10Sn-10Pb, полученного методом СЛС из смеси элементарных порошков при различной плотности энергии лазера (E). Установлено, что при низких её значениях часть алюминия не успевает перемешаться с Sn. Доля непрореагировавшего Al убывает с повышением E и однородность распределения компонентов улучшается. В результате пористость сплава понижается, а его пластичность и прочность возрастают.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, антифрикционный алюминиевый сплав, структура, механические свойства.

Abstract: The structure and mechanical properties of the Al-10Sn-10Pb alloy prepared by SLM method from a mixture of elemental powders at different laser energy densities (E) were studied. It has been established that at low its values, some of the aluminum does not have time to mix with Sn. The proportion of unreacted Al decreases with increasing E , and the homogeneity of the distribution of components improves. As a result, the porosity of the alloy decreases, and its plasticity and strength increase.

Keyword: selective laser melting, antifriction aluminum alloy, structure, mechanical properties.

Введение. Сплавы на основе системы Al-Sn применяются в качестве тонкого покрытия вкладышей подшипников скольжения как альтернатива более дорогостоящим и тяжелым баббитам и бронзам [1]. В условиях дефицита жидкой смазки содержащееся в алюминии олово выдавливается на поверхность трения и защищает её от схватывания с контртелом. Давление схватывания сплава растёт по мере повышения концентрации олова [2], однако его концентрацию в промышленных литых сплавах Al-Sn ограничивают 10 об. % (20 масс. %) по причине снижения несущей способности алюминиевой матрицы из-за дезинтеграции её зёрненной структуры мягкими оловянными прослойками. Сохранить целостность алюминиевой матрицы при большем содержании олова не удастся даже путем значительного повышения скорости охлаждения расплава. Частично решить данную проблему и увеличить безопасное содержание олова в алюминиевых сплавах удалось путём жидкофазного спекания прессовок из смеси элементарных порошков. Износостойкость полученных таким способом сплавов

достигает максимума при содержании в них Sn 20 об. % (40 масс. %) [3], но несущая способность алюминиевой матрицы вследствие её отжига в процессе спекания остаётся низкой и требует повышения.

Одним из способов повышения прочности сплавов системы Al-Sn может быть измельчение зеренной структуры алюминиевой матрицы, например, путем их деформационной обработки методами интенсивной пластической деформации. Однако при использовании традиционных методов обработки типа экструзии и прокатки толщина деформируемого образца значительно уменьшается, что часто делает его непригодным для практического применения. Сохранять размеры деформируемой заготовки позволяют методыковки и равноканально-го углового прессования, но размеры и форма получаемых при этом изделий сильно ограничены.

Измельчить структуру материала и получить изделия сложной формы позволяют методы аддитивных технологий. Например, для создания сплавов Al-Sn с большим количеством мягкой фазы подходит селективное лазерное сплавление (СЛС), основанное на послойном наплавлении металлических порошков лазерным пучком [4]. Высокие скорости охлаждения образующегося при СЛС расплава способствуют формированию мелко-дисперсной структуры сплавов и могут привести к значительному увеличению их прочностных свойств [5]. Полезной упрочняющей добавкой к олову, не ухудшающей его антифрикционных свойств, является свинец [6]. Кроме того, частичная замена им дефицитного олова в сплавах Al-Sn будет способствовать значительному удешевлению изделий из таких материалов. Однако такие работы ранее не проводились, и **целью настоящей работы** является исследование влияния плотности энергии лазера на структуру и зависящие от нее механические свойства сплава Al-10Sn-10Pb.

Материалы и методика эксперимента. Для получения исследуемого сплава Al-10Sn-10Pb об. % использовалась смесь коммерческих порошков алюминия марки АСД-1, олова ПО 1 и свинца ПС 1, взятых в весовой пропорции Al-18,2Sn-28,3Pb. Необходимую для печати фракцию порошков (25–50 мкм) получали путем ситового отбора. СЛС осуществляли с использованием 3D-принтера марки ONSINT AM150 в атмосфере проточного аргона высокой чистоты. Толщина наносимого слоя порошковой смеси (t) составляла 30 мкм. Диаметр пятна лазера составлял 75 ± 5 мкм, а межтрековое расстояние $s = 90$ мкм. Стратегия сканирования луча была линейная, с поворотом на 67° . Полученные прямоугольные образцы имели размеры $10 \times 10 \times 10$ мм. Для исследования структуры материала образцы разрезали вдоль оси их наращивания, далее плоскость разреза подвергалась шлифованию на наждачной бумаге, а затем полировалась на сукне с алмазной суспензией. Поверхность шлифов тщательно промывали в ультразвуковой ванне со спиртом.

Данные о фазовом составе образцов были получены с помощью дифрактометра ДРОН-8Н с использованием $\text{Cu K}\alpha$ излучения ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$) в интервале углов от 10 до 110° . Для исследования структуры и определения элементного состава образцов использовали растровый микроскоп TESCAN VEGA 3 SBU (TESCAN, Чехия) со встроенным микроанализатором. Состав определялся путем усреднения результатов микроанализа с больших по площади участков поверхности образца. Пористость (Π) образцов рассчитывали по формуле: $\Pi = (\rho_t - \rho) / \rho_t$, где ρ_t – теоретическая плотность, рассчитанная по результатам измерения концентрации элементов, а ρ – плотность образца, определённая по методу Архимеда (ГОСТ 20018-74). Механические испытания материала осуществляли методом сжатия на универсальной испытательной машине Instron-1185 со скоростью осадки образцов $0,5 \text{ мм/мин}$. Торцы сжимаемых образцов смазывали графитом. Для каждого режима СЛС испытывалось не менее трех образцов.

Для определения плотности энергии лазера (E), которой подвергался синтезируемый материал, использовали следующее соотношение [7]:

$$E = P/vst,$$

где P – мощность лазера, Вт; v – скорость сканирования, мм/с; s – расстояние между треками, мм; t – толщина слоя, мм.

Результаты и их обсуждение. Согласно результатам рентгенофазового анализа, новых фаз в процессе СЛС смеси элементарных порошков не образуется. Полученные сплавы содержат три фазы Al, Sn и Pb, что согласуется с соответствующими диаграммами состояния. Из приведенных на рис. 1 изображений видно, что в случае малой плотности энергии, которой подвергается порошковая смесь, полученный сплав содержит много темных областей, представляющих собой чистую алюминиевую фазу. Они образовались вследствие плохого диффузионного перемешивания компонентов по причине недостаточно высокой температуры порошковой смеси. Области, где такое перемешивание Al и Sn произошло, на фотографиях видны как участки светло-серого цвета. Свинец располагался в основном в виде крупных светлых включений по границам данных областей (рис. 1, а). С увеличением E количество темных непрореагировавших областей заметно сокращается, размер включений свинца уменьшается, а равномерность перемешивания алюминия и олова значительно улучшается. Следует отметить, что полученный при малом значении E сплав содержит большое количество пор ($\Pi = 9,2 \%$), которые располагаются преимущественно в нижней и верхней части синтезированного образца, но с увеличением E пористость сплава снижается до 2% (табл. 1).

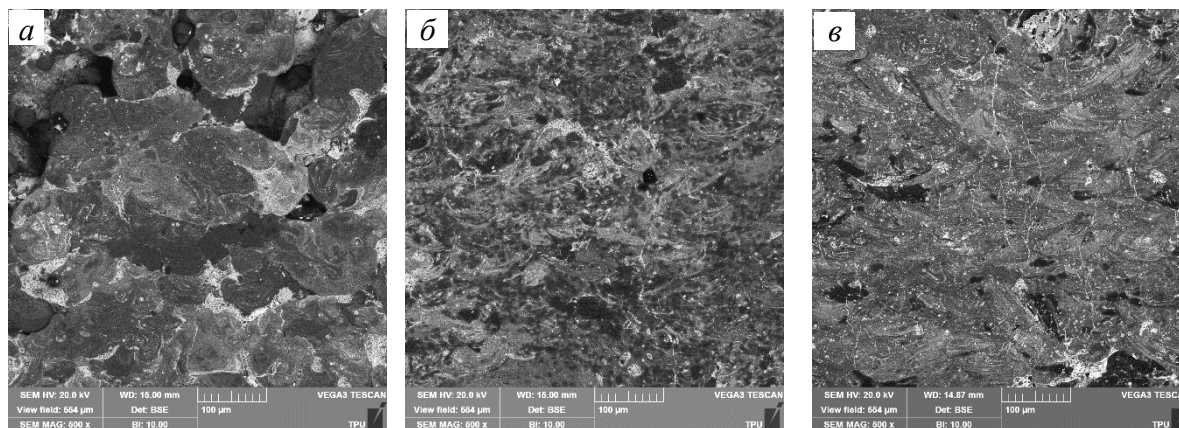


Рис. 1. РЭМ изображения структуры сплава Al-10Sn-10Pb.
Плотность энергии лазера E , Дж/мм³: а – 21,6; б – 40,1; в – 60,2

Из приведенных в табл. 1 данных видно заметное отличие состава полученных образцов от состава исходной порошковой смеси, которое в основном состоит в значительном уменьшении в синтезированном сплаве концентрации тяжелого свинца. Так, если в исходной смеси его массовое содержание составляло 28 %, то в синтезированных образцах оно уже было 18–23 масс. %. Минимум свинца был в образцах полученных при наименьшем E , и его доля немного повышалось с увеличением E . При этом относительное содержание олова в смеси практически не изменилось.

Испытания на сжатие показали, что механические свойства полученного методом СЛС сплава Al-10Sn-10Pb сильно зависят от сообщаемой образцу энергии (табл. 1). Более наглядно данные зависимости представлены на рис. 2. Видно, что рост E от 21,6 до 48,2 Дж/мм³ при синтезе образцов приводит практически к трехкратному увеличению их предела текучести $\sigma_{0,2}$, прочности σ_B и деформации до разрушения ε (σ_B). Данное улучшение механических свойств связано как с уменьшением пористости, так и с улучшением равномерности распределения фазовых составляющих. Максимум механических свойств достигался при $E \approx 48$ Дж/мм³, и при дальнейшем увеличении E до 60,2 Дж/мм³ они практически не менялись, но пластичность при этом снижается с 25 до 20,5 %. Данный факт вероятно связан с огрублением структуры материала, подвергнутого высокоэнергетическому воздействию.

Таблица 1
Влияние плотности энергии лазера на структурные характеристики и механические свойства сплава Al-10Sn-10Pb

Состав, об. %	Режим получения (Мощность, Вт; Скорость сканирования, мм/с)	E , Дж/мм ³	Состав после СЛС, масс. %	Пористость П, %	Механические свойства		
					Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Деформация до разрушения $\varepsilon(\sigma_B)$, %
Al-10Sn-10Pb (Al-18,2Sn-28,3Pb масс.%)	70; 1200	21,6	Al-17Sn-18,3 Pb	9,2	30	40	8,5
	70; 1000	25,9			37	53	11,5
	90; 1200	27,8			53	65	11
	70; 800	32,4			60	75	13
	90; 1000	33,3			54	78	13
	110; 1200	34			66	89	13,5
	130; 1200	40,1	Al -19,7Sn -19,2Pb	1,6	76	105	18,5
	110; 1000	40,7	Al -17,6Sn -21,1Pb	2,5	78	100	17
	90; 800	41,7	Al -17,2Sn -19,4Pb	1,5	72	101	17,5
	130; 1000	48,2			85	112	25
	110; 800	50,9			81	114	23,5
	130; 800	60,2	Al -19,7Sn -22,7Pb	2,2	85	113	20,5

Окончание табл. 1

Состав, об. %	Режим получения (Мощность, Вт; Скорость сканирования, мм/с)	E , Дж/мм ³	Состав после СЛС, масс. %	Пористость П, %	Механические свойства		
					Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа
Al-20Sn [8]	Спекание + допрессовка				62	87	18
Al-20Sn [8]	1 РКУП				103	110	1,6

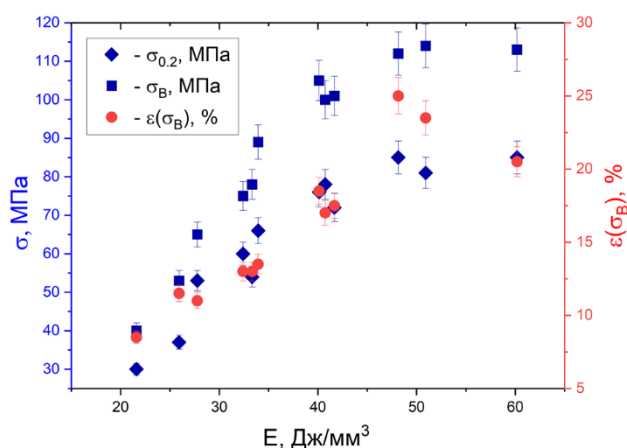


Рис. 2. Влияние плотности энергии лазера на механические свойства сплава Al-10Sn-10Pb

Для сравнения в табл. 1 приведены значения механических свойств спеченного и подвергнутого последующей деформационной обработке сплава Al-20Sn, содержащего аналогичное количество мягкой фазы по сравнению с исследуемым материалом. Видно, что полученный при высоких E сплав Al-10Sn-10Pb обладает лучшими механическими свойствами по сравнению со спеченным и подвергнутым последующему доуплотнению сплавом Al-20Sn, в котором свинец отсутствует. Прочность данного сплава сравнивается с прочностью исследуемого сплава только после деформационного упрочнения его методом равноканального углового прессования, но пластичность его при этом очень низкая.

Закключение. Из проделанной работы следует, что используемый в настоящей работе способ получения антифрикционного алюминиевого сплава с большим количеством мягкой фазы является перспективным. Установлено, что в процессе СЛС смеси трёх порошков Al, Sn и Pb формируется композит с трехфазной структурой, при этом алюминий и олово активно перемешиваются, а свинец располагается в основном в виде крупных изолированных включений на периферии областей перемешивания. Однородность распределения фаз зависит от плотности падающей энергии лазера и улучшается с её ростом до $E = 48,2$ Дж/мм³. Пористость сплава при этом снижается, а его пластичность и прочность возрастают и достигают предельных для данного состава значений, превосходящих соответствующие значения деформационно-упрочнённого спеченного двухфазного сплава Al-20Sn, содержащего эквивалентное количество мягкой фазы.

Работа выполнена в рамках реализации проекта РНФ № 24-79-10099.

Список использованных источников:

1. Mironov A.E. Influence of tin on the tribotechnical properties of complex antifriction aluminum alloys / A.E. Mironov, I.S. Gershman, E.I. Gershman // Journal of Friction and Wear. – 2018. – V. 39. – P. 394–399.
2. Буше Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов. / Н.А. Буше, В.А. Двоскина, К.М. Раков. – М. : Транспорт, 1974. – 256 с.
3. Rusin N.M. Effect of equal channel angular pressing on mechanical and tribological properties of sintered Al-Sn composites / N.M. Rusin, A.L. Skorentsev, E.A. Kolubaev // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – V. 29. – P. 1955–1963.

4. On productivity of laser additive manufacturing / A.V. Gusarova, S.N. Grigorieva, M.A. Volosova [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – V. 261. – P. 213–232.
5. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg / Н.В. Дынин, А.В. Заводов, М.С. Оглодков [и др.] // *Труды ВИАМ*. – 2017. – № 10. – С. 3–14.
6. Friction and wear characteristics of hot-extruded leaded aluminum bearing alloys / J. An, Y.B. Liu, Y. Lu [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2002. – V. 11. – P. 433–443.
7. Confalonieri C. Al-Sn miscibility gap alloy produced by power bed laser melting for application as phase change material / C. Confalonieri, E. Gariboldi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – V. 881. – 160596.
8. Rusin N.M. Structure and tribomechanical properties of sintered Al–Sn–Pb composites / N.M. Rusin, A.L. Skorentsev, V.E. Likharev // *Russian Physics Journal*. – 2024. – V. 67. – P. 2288–2296.