

<https://doi.org/10.15407/plit2022.02.003>

УДК 669.018.9:669.15-194

В. О. Щерецький, канд. техн. наук, старш. наук. співроб.;

e-mail: shcheretskiy@nas.gov.ua

О. А. Кузменко, мол. наук. співроб.

О. А. Набока, голов. технолог

О. А. Каранда, голов. технолог; email: akaranda72@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

ФОРМУВАННЯ ШАРІВ ПСЕВДОСПЛАВУ Al–Pb МЕТОДОМ КОНТАКТНОГО ЛЕГУВАННЯ

Ливарні та механічні властивості сплавів Al–Si, а також трибологічних сплавів системи Al–Sn мають високі ливарні та механічні властивості. Однак з підвищенням швидкості і навантаження тертя в сучасних двигунах, старі поршневі та антифрикційні сплави перестають задовольняти існуючі технологічні вимоги. Відповідно до існуючих досліджень три і більше елементні системи на базі Al–Sn з кремнієм і міддю мають монотектичні нонваріантні перетворення з розшаруванням рідин в інтервалі температур 500–550 °C, зі значною різницею по густині. Твердо-рідка зона на фазовій діаграмі має великий розмір (350–400 °C). А повне затвердіння таких сплавів відбувається за низьких температур, майже на рівні температури кристалізації чистого олова. Температура потрійної евтектики для систем Al–Sn, Si–Cu, Al–Sn–Si, Al–Sn–Cu знаходиться, за різними повідомленнями, в межах 213–228 °C [7]. За мікроструктурою в таких сплавах в литому стані фаза твердого розчину зазвичай розташована на границях зерен дендритів первинного твердого розчину алюмінію або зерен евтектики Al–Si. Після термічної обробки мікроструктура таких сплавів зазвичай змінюється, і фаза твердого розчину олова набуває глобулярної форми, що можливо пояснити розплавленням фази олова та інтенсифікацією дифузійних процесів на підвищених температурах. Для вирішення цих проблем шляхом контактного легування (твердо-рідинного суміщення матриці алюмінієвого сплаву з рідким свинцем) було одержано перспективний композиційний матеріал Al–Sn+Pb, що має підвищені трибологічні властивості.

Ключові слова: псевдосплав, контактне легування, антифрикційні сплави, олово, свинець, алюміній, твердий розчин, легуючі елементи.

Відмінні ливарні та механічні властивості сплавів Al–Si, а також трибологічних сплавів системи Al–Sn зумовили їх широке використання в машинобудуванні. Сплави систем Al–Sn, Al–Si–Cu зарекомендували себе як ефективні матеріали для підшипників ковзання та поршнів та гільз циліндрів двигунів внутрішнього згоряння [1, 2], завдяки високому співвідношенню міцності до ваги, і відмінній стійкості до корозії. Сплави системи Al–Si–Cu характеризуються підвищеною зносостійкістю, завдяки твердим включенням кремнію та зміцненим міддю твердим розчином алюмінію, а сплави Al–Sn високими антифрикційними характеристиками, оскільки містять м'який компонент олово. Однак з підвищенням швидкості і навантаженням тертя в сучасних двигунах, старі поршневі та антифрикційні сплави перестають задовольняти вимоги [3–5]. Із збільшенням тиску та швидкостей тертя, механічні

властивості сплавів Al-Sn перестали задовольняти вимоги навантаження на стиснення, що призводить до захоплення матеріалу рухомою поверхнею контртіла і зхватування в умовах граничного змащування, особливо в момент пуску та розігріву двигунів [7]. Сплави системи Al-Sn з найбільш вживаними легючими елементами ливарних алюмінієвих сплавів, такими як Si, Cu, Zn, Mg, Mn наразі вивчені недостатньо. Тоді як алюмінієві сплави, що містять олово потенційно можуть замінити в багатьох легко та середньо навантажених вузлах олов'яні бронзи, а в разі реалізації твердо-рідкофазного контактного легування (повне або часткове заміщення в структурі твердого розчину олова на свинець) то і свинцевих бронз в вузлах з високими антифрикційними вимогами. Тому метою цього дослідження було встановити можливості покращення фрикційних властивостей сплавів системи Al-Sn, шляхом формування контактним легуванням Pb поверхневих функціональних шарів.

Додавання кремнію до сплавів алюмінію підвищує їх механічні та ливарні властивості. Тому останніми роками почали активно створювати нові сплави системи Al-Sn з додаванням Si. Наприклад це нові сплави системи Al-Sn-Si: Al7x та Al8x в Японії, сплави AS104 та AS124 у Великобританії, американські ливарні сплави алюмінію з оловом 850,0 (6,3Sn-1Cu-1Ni) і 852,0 (6,3Sn-2Cu-1,2Ni-0,8Mg). В цілому, вміст Sn в таких сплавах знаходиться в діапазоні 10–20 %: вміст Si корелюється в діапазоні 2–12 % [6].

Відповідно до існуючих досліджень три і більше елементні системи на базі Al-Sn з кремнієм і міддю мають монотектичні нонваріантні перетворення з розшаруванням рідин в інтервалі температур 500–550 °C, зі значною різницею по густині. Твердо-рідка зона на фазовій діаграмі має великий розмір (350–400 °C). А повне затвердіння таких сплавів відбувається при низьких температурах, майже на рівні температури кристалізації чистого олова. Температура потрійної евтектики для систем Al-Sn, Si-Cu, Al-Sn-Si, Al-Sn-Cu знаходиться за різними повідомленнями в межах 213–228 °C [7]. За мікроструктурою в таких сплавах в литому стані фаза твердого розчину зазвичай розташована на границях зерен дендритів первинного твердого розчину алюмінію або зерен евтектики Al-Si. Після термічної обробки мікроструктура таких сплавів зазвичай змінюється, і фаза твердого розчину олова набуває глобулярної форми, що можливо пояснити розплавленням фази олова та інтенсифікацією дифузійних процесів на підвищених температурах.

Основним недоліком застосування таких сплавів є відносно висока вартість олова як легуючого елемента, при його відносно високій концентрації. Нівелювати цей недолік можливо за рахунок застосування більш дешевих металів, що можуть відігравати роль твердого змащування, наприклад свинцю. Так, були виготовлені модельні сплави Al-Pb з вмістом олова 9,2 (зразок 1) та 19,8 %мас. (зразок 2), з модельних сплавів були виготовлені циліндричні зразки для металографічного аналізу мікроструктури. З мікроструктури видно (рис. 1), що вона має двофазний склад твердих розчинів олова та алюмінію.

Одержання такого сплаву з заміною олова на свинець, з одного боку, не можливе із

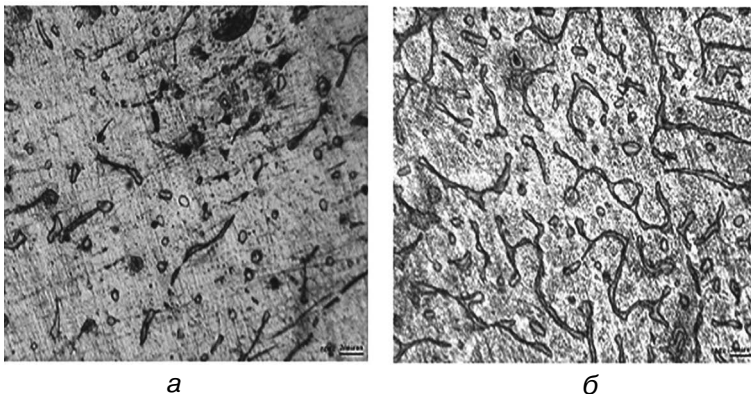


Рис. 1. Мікроструктура сплавів Al-Pb (а – зразок 1; б – зразок 2), x500

застосовуванням класичних ливарних технік через розшарування розплавів алюмінію та свинцю і їх значної різниці в густині, з другого боку, механічні властивості такого «сплаву» (композиційного матеріалу) мали б дуже низькі значення. Проте, такий матеріал можливо отримати шляхом контактного легування (твердо-рідинного суміщення матриці алюмінієвого сплаву з рідким свинцем), а зміцнення матриці алюмінієвого сплаву здійснити за рахунок екзогенних зміцнюючих фаз. Поліровану та знежирену поверхню модельних сплавів піддали контактному легуванню в режимі тверде–рідина в розплаві свинцю. Свинець марки С1С (ДСТУ ГОСТ 3778-98) розплавляли в алундовому тиглі і нагрівали до температури 400 °С, модельні сплави занурювали шліфованим торцем під дзеркало розплаву свинцю та витримували в ізотермічному режимі 3 години. Контактна зона зразків перешліфовувалась, товщина шару, що знімався, до 1 мм, поверхню шліфа досліджували на оптичному та растровому електронному мікроскопі.

До контактного легування мікроструктура модельного сплаву 2 зразка (з 19,8 % мас. Sn) має двофазний склад твердих розчинів олова та алюмінію (рис. 2, а). Шляхом мікросондового спектрального аналізу вивчали елементний склад фаз та встановили, що сформовані поверхневі шари 2 зразка містять 3,56 %мас. Sn та 8,62 %мас. Pb по площині поверхні, при цьому включення на основі свинцю в матриці твердого розчину алюмінію після контактного легування містять 16–35 %мас. Sn. Сформовані поверхневі шари після контактного легування в зразку 1 містять 7,3 %мас. Sn та 0,66 %мас. Pb, при цьому включення в матриці алюмінієвого твердого розчину в зразку 1 на сформованій основі олова з вмістом до 13 %мас. Pb, а в зразку 2 навпаки на основі свинцю з вмістом 16–35 %мас. Sn. Таким чином свинець не тільки дифундував в олов'яну фазу, але фактично замінив її в матриці твердого розчину, сформувавши фазу на основі свинцю. Морфологія включень такої фази в твердому розчині алюмінію змінилась з розгалуженої по границям дендритів фази твердого розчину олова на глобулярну фазу твердого розчину свинцю (рис. 2, а, б). Таким чином, в сплаві на основі Al–Sn було створено композиційний матеріал Al–Sn+Pb.

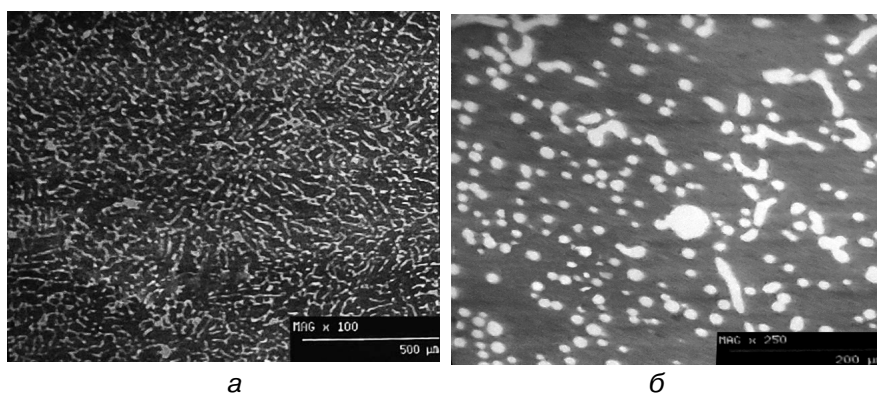


Рис. 2. SEM зображення мікроструктури сплаву Al–19,8%мас. Sn до контакт-ного легування свинцем (а) та після (б)

Наступний крок одержання шляхом контактного легування композиційного ма-теріалу зі свинцем на основі сплаву системи Al–Sn–Si, відповідно до існуючих даних [7], додавання кремнію до подвійної діаграми Al–Sn призводить до появи куполу розшарування розплаву з боку алюмінію концентраційного трикутника, та нонваріантного монотектичного перетворення. Розшарування в системі відбувається вже при концентрації ≈ 1 %мас. кремнію і олова в розплаві на основі алюмінію, з монотектичним перетворенням при 545 °С. Монотектичному перетворенню ($L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$) передують евтектичне перетворення подвійної евтектики Al–Si. Збільшення концентрації кремнію в бік евтектичного складу Al–Si суттєво зсуває купол розшарування рідин (L та L_2) при концентраціях кремнію 5 %мас. і вище, таке розшарування відбувається при концентраціях олова більше 21 %мас. Також вміст олова впливає на граничну концентрацію появи кристалів первинного кремнію та зсуває евтектичну точку Al–Si в сторону менших концентрацій кремнію. При концентрації олова 20 %мас. в системі Al–Sn–Si, точка подвійної евтектики відповідає вмісту кремнію на рівні 9 %мас. З цього

можна припустити, що перспективним для одержання контактним легуванням композиційних матеріалів з підвищеними триботехнічними властивостями є матеріали на базі сплаву з $\text{Al}_{20}\text{Sn}_{9}\text{Si}$ з додаванням легуючих елементів, що зміцнюють твердий розчин алюмінію (Cu , Ni , Mg) в межах їх розчинності. В роботі показано, що методом контактного легування сплавів системи Al-Sn можливо одержувати поверхневі шари з структурою, яка містить глобулярні м'які фази твердого змащення на основі олова та свинцю. Така структура за правилом Шарпі є найбільш сприятливою для триботехнічних навантажень в умовах сухого тертя та обмеженого змащування. Одержані результати дозволяють стверджувати, що на основі сплаву з $\text{Al}_{20}\text{Sn}_{9}\text{Si}$ шляхом його контактного легування свинцем можна формувати композиційний шаруватий матеріал з функціональним поверхневим шаром з структурою псевдосплаву, який в матриці твердого розчину алюмінію містить глобулярні фази твердого змащення на основі свинцю.

References

- 1 Davis F. A., Eyre T. S. (1994). The effect of silicon content and morphology on the wear of aluminium-silicon alloys under dry and lubricated sliding conditions. *Tribology International*. Vol. 27, № 3. P. 171–181.
- 2 Nassar A., Taha A. S., Labeeb A., Gouda S. A. (2015). Structure and properties of the Al-Sn-Cu bearing alloy under different cold rolling conditions. *Journal of Materials Science and Engineering B5*. № 7–8. P. 298–304.
- 3 Rajan T.V., Tribol. Trans. 36 (1) (1995) 121.
- 4 Tanaka T., Sakamoto M., Sato Y, Pat. US5384205, 1995.
- 5 Mengucci P., Abis S., Barucca G. J. *Alloy Compd.* 215 (11) (1994) 309.
- 6 Soto Y., Mizuno Y., Sakamoto M., SAE Paper No. 940691.
- 7 Belov N. A. Mikhailina A. O. Alabin A. N., Stolyarova O. O. (2016). Theoretical and experiment study of the Al-Cu-Si-Sn phase diagram in the range of aluminum alloys. *Metal Science and head treatment*. Vol. 58, № 3–4. P. 195–201.

Received 10.06.2022

V. O. Shcheretsky, PhD (Engin.), Leading Science Researcher;

email: shcheretskiy@nas.gov.ua

O. A. Kuzmenko, Science Researcher

O. A. Naboka, Leadig Technologist

O. A. Karanda, Leadig Technologist; email: akaranda72@ukr.net

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

FORMATION OF AL-PB PSEUDOALLOY LAYERS BY THE CONTACT ALLOYING METHOD

Foundry and mechanical properties of Al-Si alloys, as well as tribological alloys of the Al-Sn system have high casting and mechanical properties. However, with increasing speed and load of friction in modern engines, old piston and antifriction alloys cease to meet existing technological requirements. According to existing research, three or more elemental systems based on Al-Sn with silicon and copper have monothetical nonvariant transformations with fluid stratification in the temperature range of $500\text{--}550^\circ\text{C}$, with a significant difference in density. The solid-liquid zone on the phase diagram has a large size ($350\text{--}400^\circ\text{C}$). And the complete curing of such alloys occurs at low temperatures, almost at the level of the crystallization temperature of pure tin. The temperature of the triple eutectic for the systems Al-Sn , Si-Cu , Al-Sn-Si , Al-Sn-Cu is reported to be in the range of $213\text{--}228^\circ\text{C}$ [7]. According to the microstructure in such alloys in the cast state, the phase of the solid solution is usually located at the grain boundaries of the dendrites of the primary solid solution of aluminum or grains of the eutectic Al-Si . After heat treatment, the microstructure of such alloys usually changes, and the phase of the solid tin solution acquires a globular shape, which can be explained by the melting of the tin phase and the intensification of diffusion processes at elevated temperatures. To solve these problems, by contact doping (solid-liquid combination of the matrix of aluminum alloy with liquid lead) was obtained promising composite material $\text{Al-Sn} + \text{Pb}$, which has increased tribological properties.

Keywords: pseudoalloy, contact alloying, antifriction alloys, tin, lead, aluminum, solid solution, alloying elements.