

Macro-fractographic study of the failure surface of the samples showed that with increasing the concentration of Sn and Pb in the alloy, macrostructure was grinded, its pattern varied from large-grained to matte fine-grained.

The microstructure of the heat treated alloy ML5, cast without the alloying with Sn and Pb, was a δ -solid solution with the presence of $\delta + \gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ eutectics, $\gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ intermetallic compounds and fine manganese phase particles. The injection of Sn and Pb to the alloy under study grinded the micrograin and reduced the distance between the secondary dendrite branches.

With an increase in the concentration of Sn and Pb in the alloy, the size of the $\delta + \gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ eutectic decreased significantly, and the number of intermetallic emissions increased due to the formation of a certain amount of intermetallic phase. Additives of the alloying elements up to 1,0% each reduced the grain size by $\sim 1,5...1,8$ times and increased the microhardness of the matrix compared to the original alloy.

In the structure of the ML5 alloy, there were non-metallic inclusions of two types: blue-gray color of an undefined shape and pink, which are globular. The first are located at the borders, the second are in the center of grains. The injection of Sn and Pb into the alloy in the amount of 1,0% noticeably grinded non-metallic inclusions, which generally acquired a globular form.

The growing additives of Sn and Pb increased the strength of the alloy and practically did not affect its plasticity. The value of the long-term strength of the alloy at elevated temperatures decreased with an increase in the content of Sn and Pb, and, for Pb, the decline in this indicator was more severe. Thus, alloying of magnesium alloy with Sn and Pb can be recommended for the strengthening of magnesium alloys, which are used at temperatures up to 150 °C.

Абраменко Д.Р., Дубок Р.О., Шахнін Д.Б., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

**КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ УМОВАМИ ВЕДЕННЯ ЕЛЕКТРОЛІЗУ
У ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВАХ**

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

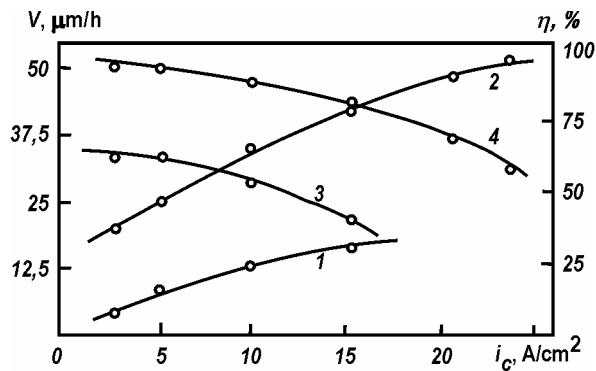
Експерименти проводили в герметичному металевому електролізері. Електролітами служили розплавлені суміші Na_2WO_4 –3 мол. % MoO_3 , Na_2WO_4 –5 мол. % WO_3 , Na_2WO_4 – Li_2WO_4 –10 мол. % WO_3 .

Вивчення впливу катодної густини струму і тривалості електролізу, підбір параметрів реверсного режиму осадження здійснювали для електролітів KCl – NaCl –2,5 мол. % Na_2WO_4 –0,35 мол. % NaPO_3 , NaCl – Na_3AlF_6 –7,5 мол. % Na_2WO_4 , Na_2WO_4 –5 мол. % NaPO_3 і Na_2WO_4 –5 мол.

% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$. Зчеплені суцільні безпористі покриття з цих електролітів отримані за 923...1173 К і густини струму 0,01...0,15 і 0,03...0,25 A/cm^2 для галогенідно-оксидних і оксидних систем відповідно. Розмір кристалітів у осаді зменшується із збільшенням густини струму. Проте, за густини струму понад 0,25 A/cm^2 спостерігається значне збільшення зерен, що супроводжується збільшенням амплітуди шорсткості. Це призводить до переродження осаду в дендрити. За густини струму менше 0,025 A/cm^2 швидкість корозії основи перевищує швидкість осадження вольфраму і зчеплене покриття не утворюється. Швидкість осадження вольфраму в досліджуваному інтервалі густин струму становить 5...15 $\mu\text{m}/\text{год}$ для галогенідно-оксидних електролітів і 20...45 $\mu\text{m}/\text{год}$ для оксидних, вихід за струмом вольфраму у вигляді покриття становить відповідно до 60 і 95 % (рис. 1). Із зростанням тривалості електролізу вихід за струмом зменшується.

Перелічені особливості впливу концентрацій молібдату і акцепторів кисневих іонів, температури електролізу, катодної густини струму і тривалості осадження відносяться і до електроосадження молібденових покриттів.

З галогенідно-оксидного електроліту ми отримали зчеплені суцільні вольфрамові й молібденові покриття на нікелі, міді, графіті, вольфрамі, молібдені. В оксидних розплавах до цих основ додаються сталі Ст.3, 15Х, Ст.45, 40Х, 30 ХГА, інструментальні сталі У7, У10, Р6М5, тверді сплави ВК6, ВК20, міднений та нікельований титан.



1, 3 – галогенідно-оксидний електроліт $\text{NaCl}-\text{Na}_3\text{AlF}_6-10$ моль. % Na_2WO_4 ; 2, 4 – оксидний електроліт Na_2WO_4-5 моль. % V_2O_5 .

Рис. 1. Залежність швидкості осадження вольфрамового покриття (1, 2) і його виходу за струмом (3, 4) на зразках міді від густини струму

Профілометричні дослідження показали, що в міру потовщення осаду він з дрібнокристалічного рівномірного за розмірами зерен перетворюється на грубіший. Великокристалічну структуру спробували здрібнити застосуванням реверсного режиму ведення електролізу. Відношення тривалості катодного і анодного періодів змінювали в межах 15...50, тривалість анодного періоду – 0,5...3,0 с, густина його струму – 0,2...0,5 A/cm^2 . Катодна густина постійного струму в усіх експериментах становила $7,5 \cdot 10^{-2} \text{A}/\text{cm}^2$. Як основу застосовували нікелеві пластини. Для електроліту Na_2WO_4-5 мол. % NaPO_3 за 1173 К оптимальними є: $i_k = 0,15 \text{A}/\text{cm}^2$, $i_a = 0,30 \text{A}/\text{cm}^2$, $\tau_k = 25$ с; $\tau_a = 1,5$ с. В результаті на катоді вдалося отримати порівняно гладкі покриття завтовшки до 0,5 мм.

Рентгенівські дослідження показали, що початкові імпульси до 30 A/cm^2 не впливають на орієнтацію осаду. Незалежно від початкового імпульсу молибденові і вольфрамові осади мали текстуру $\langle 110 \rangle$. При накладенні імпульсів струму до 30 A/cm^2 під час електролізу зростає лише дефектність шарів, зумовлена утворенням нових зародків металу на кожному зерні осаду. При накладенні імпульсів струму з амплітудою понад 50 A/cm^2 осади перероджуються в губчасті і слабо зчеплені з основою.

Антоненко О.О., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ КОМПОЗИТИВ СИСТЕМИ $\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-Cu}$

E-mail: oksanaaantonenko@gmail.com

Розробка нових керамічних композиційних матеріалів на основі плакованого евтектичного порошку $\text{V}_4\text{C-TiB}_2$ є актуальною задачею, через те що дана кераміка володіє кращими властивостями ніж метали: менша питома вага, висока корозійна і термостійкість, вихідні продукти мають відносно низьку вартість. Однак композити на основі V_4C потребують високої температури спікання. У свою чергу TiB_2 зменшує температуру спікання за рахунок утворення евтектики з карбідом бору (температура 2310°C), та підвищує фізико-механічні властивості композиту. Проте температура отримання все ще залишається високою.

Використання металів в якості зв'язки, дозволить знизити температуру спікання до 1500°C . Як відомо використання металів може призвести до активної взаємодії між ними, та руйнування як металу так і кераміки. У нашому випадку застосування Cu у системі $\text{V}_4\text{C-TiB}_2$ є перспективним через декілька причин. З одного боку купрум має нижчу температуру плавлення в порівнянні із тугоплавкими боридами, з іншого боку не взаємодіє з ними, що дозволить зберегти як метал так і кераміку.

Методики, які використовувались в даній роботі були наступні. Порошки плакувались в установці АНГА-1, після чого на їх поверхні був отриманий тонкий шар купруму, за даним металографічного аналізу товщина складала $2...5 \text{ мкм}$. Композиційні матеріали ($\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-Cu}$) були одержані методом іскро-плазмового спікання на установці FCT-25 (Німеччина) (час витримки у вакуумі 1 хв, температура до 1600°C , тиск пресування 50 МПа).

Структура одержаних матеріалів досліджувалась на електронному мікроскопі Selmi РЕМ-106И та оптичному мікроскопі "NEOPHOT-21". Дослідження показали, що композит