

УДК 669.017:669.15-194:621.785.9:661.665

Танцюра І.В.¹, к.ф.-м.н.

Особливості формування структури поверхневих шарів сплаву АК12 після лазерного легування порошками міді та заліза

Досліджено структурно-фазовий стан поверхневих шарів евтектичного силуміну після лазерного легування сумішшю порошків міді та заліза в атомарному співвідношенні 2:1, відповідно. Встановлено формування дисперсної гетерогенної структури в зоні лазерного легування, однією із складових якої є квазікристалічна ψ -фаза, що призведе до значного зростання мікротвердості.

Ключові слова: ікосаедрична фаза, лазерне легування, гетерогенна структура, силумін, мікротвердість.

¹Запорізький національний університет
69600, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 66,
e-mail: tivuk@yandex.ru

I.V.Tantsura¹, PhD.

The structure formation singularity of the surface layers of AK12 alloy after laser alloying by copper and iron powders.

Structurally-phase condition of surface layers of eutectic silumina after laser alloying process by mix of copper and iron powders in the atomic ratio of two to one has been investigated. The formation of dispersed heterogeneous structure in the zone of laser alloying was established, one of the structure components is quasi-crystalline ψ -phase, that resulting in a significant increase of microhardness.

Key words: icosahedral phase, laser alloying, heterogeneous structure, silumin, microhardness.

¹Zaporizhzhya National University,
69600, Zaporizhzhya, Zhukovsky str., 66,
e-mail: tivuk@yandex.ru

Статтю представив член-кор. НАН України, д.ф.-м.н., проф. Макара В.А

Вступ

Поєднання в алюмінії та сплавах на його основі таких фізичних властивостей, як мала питома вага та відносно висока міцність, визначило їх широке використання в промисловості. Однак низька твердість та зносостійкість поверхні сплавів є суттєвим недоліком, який обмежує їх впровадження при виготовленні деталей, стійких до механічного зношування.

Для зміцнення легованих алюмінієвих сплавів використовують традиційний метод – термічну обробку. Проте, згідно з [1], властивості двокомпонентних силумінів практично не змінюються при такому виді обробки. Крім того, до недоліків означеного вище методу можна віднести трудомісткість процесу та підбір індивідуальних режимів для кожного типу сплаву.

Альтернативним видом підвищення фізико-механічних властивостей Al-Si сплавів є лазерне легування [2]. Необхідно відзначити, що механічні властивості поверхневих шарів, отриманих в результаті лазерного легування, залежать не лише від технічних характеристик та виду лазерного випромінювання (імпульсного

або неперервного), а й від властивостей самих елементів, що входять до складу легуючої речовини. Тому перспективним може бути застосування таких елементів, які в поєднанні з алюмінієм можуть формувати в поверхневих шарах квазікристалічні фази з високими механічними властивостями.

Відомо, що квазікристалічні фази можуть формуватися в системах Al-Ni-Co, Al-Cu-Co, Al-Ni-Fe (декагональна симетрія) [3-5], Al-Cu-Fe (ікосаедрична симетрія) [6, 7], тощо.

Поверхневі шари, що вміщують у собі квазікристалічні фази, характеризуються високою міцністю, антикорозійною здатністю, високим питомим електроопором, низькою теплопровідністю [8], стабільністю фізико-механічних властивостей [9]. Висока твердість таких поверхонь у поєднанні з низьким коефіцієнтом тертя [10] надає можливість застосування їх у вузлах машин з високими вимогами до зносостійкості.

Існує ряд методів, у яких квазікристалічну фазу отримують за допомогою лазерного легування, і які умовно можна поділити на дві

групи. До першої групи можна віднести метод, при якому на поверхню наносять усі елементи, що входять до складу квазікристалічної фази [11], а до другої – коли на поверхню матеріалу наносять лише декілька компонентів, при умові, що один з компонентів є матричним [12].

В [13] показана можливість створення покриттів, що вміщують у собі квазікристалічну фазу, при легуванні технічного алюмінію міддю та залізом. Проте такий алюміній, на відміну від силумінів, не знаходить широкого застосування. Тому метою роботи було встановлення особливостей структури поверхневих шарів евтектичного сплаву АК12 при лазерному легуванні його порошками міді та заліза.

Приготування зразків та методика експерименту

За об'єкт дослідження обирали сплав АК12 з вмістом кремнію 12,5 мас.%. На зразки у формі паралелепіпедів з розмірами $1,5 \times 1 \times 1 \times 10^{-2}$ м наносили суміш порошків міді та заліза у атомарному співвідношенні 2:1. Розмір фракції в суміші для легування не перевищував 45 мкм. Легуючі елементи наносилися на поверхню зразків за допомогою клею БФ-6 у розчині ацетону.

Лазерну обробку виконували на промисловій установці КВАНТ-12 ($\lambda = 1,079$ мкм, $\tau = 4$ мс) з густиною потужності 800 МВт/м². Товщина легуючої суміші варіювалась в межах від 50 до 200 мкм.

Контроль структурно-фазового стану зразків після лазерного легування здійснювали за допомогою рентгенівського фазового аналізу (ДРОН-3, Cu-K_α – випромінювання), металографічного аналізу (ЕРІТР-2) та растрової електронної мікроскопії (JSM 6360LA).

Хімічний аналіз виконували безеталонним методом з урахуванням коефіцієнтів відбивання електронів зонду, поглинання характеристичного рентгенівського випромінювання та флуоресценції. Точність визначення концентрації елементів складала 0,5 ат. %.

Вимірювання мікротвердості проводили за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 з робочим навантаженням 20 г.

Експериментальні результати та їх обговорення

Згідно з даними рентгенівського фазового аналізу при лазерному легуванні з різними товщинами обмазки фазовий склад зони лазерного легування був ідентичним. Структура була гетерофазною і являла собою суміш

ікосаедричної ψ -фази, тетрагональної Al_2Cu з параметрами ґратки $a = 0,6015$ нм та $c = 0,4881$ нм, ромбоедричної Al_3Fe та α -фази (ГЦК-твердого розчину на основі алюмінію) (рис. 1). Особливістю дифракційних картини при лазерному легуванні з різною товщиною обмазки був перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів від ґрадок моноклінної та

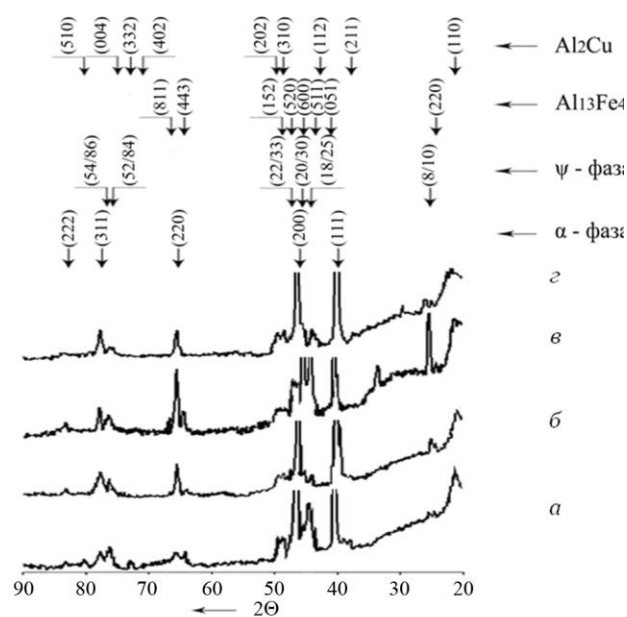


Рис. 1. Дифрактограми від поверхневих шарів сплаву АК12 після лазерного легування сумішшю порошків міді та залізі з товщиною обмазки 50 мкм (а), 100 мкм (б), 150 мкм (в), 200 мкм (г).

квазікристалічної фази, що свідчило про зміну їх кількості в зоні лазерного легування при різній товщині обмазки.

Необхідно відзначити, що після лазерної обробки дифракційні максимуми від ґратки кремнію не фіксували, що може бути пов'язано по-перше, з формуванням пересиченого твердого розчину на основі алюмінію [14], про що свідчило зменшення параметра ґратки ГЦК фази, а по-друге – з можливістю розчинення кремнію у ψ -фазі [11].

Мікротвердість вихідного сплаву складала 0,2 ГПа. Лазерне легування внаслідок формування дисперсної гетерофазної структури викликало значне підвищення H_c в зоні лазерного легування (1,1; 1,3; 1 ГПа при лазерному легуванні з товщиною обмазки 50, 100, 150 мкм, відповідно.) При цьому зростання значень мікротвердості корелювало зі зростанням інтенсивності дифракційних максимумів від ψ -фази.

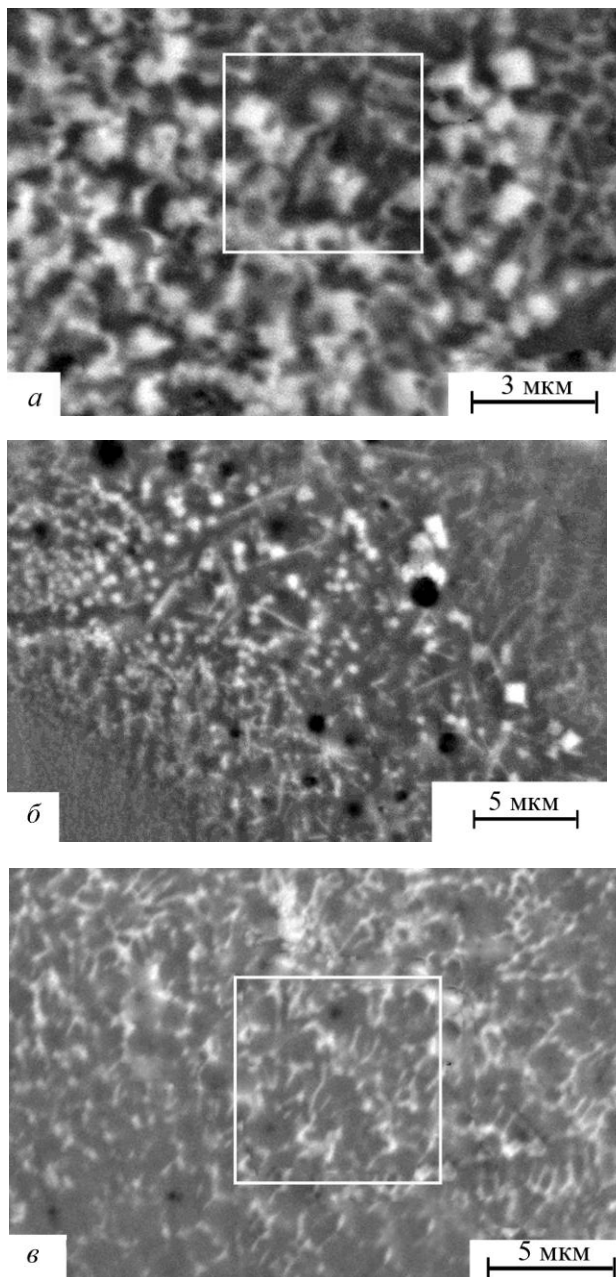


Рис. 2. Структура приповерхневих шарів зони лазерного легування з товщиною обмазки 50 мкм (а), 100 мкм (б), 150 мкм (в).

Згідно з даними растрової електронної мікроскопії в приповерхневих шарах зафіксовано нерівномірний розподіл фази з кубичною та голчатою формами росту (рис.2); в нижній частині зони лазерного легування структурні складові були більш рівновісними (рис. 3). Таке формування структури в зоні лазерного легування, може бути обумовленим нерівноважністю процесу кристалізації під час лазерного легування.

З метою якісного встановлення стехіометрії фаз в зоні лазерного легування було

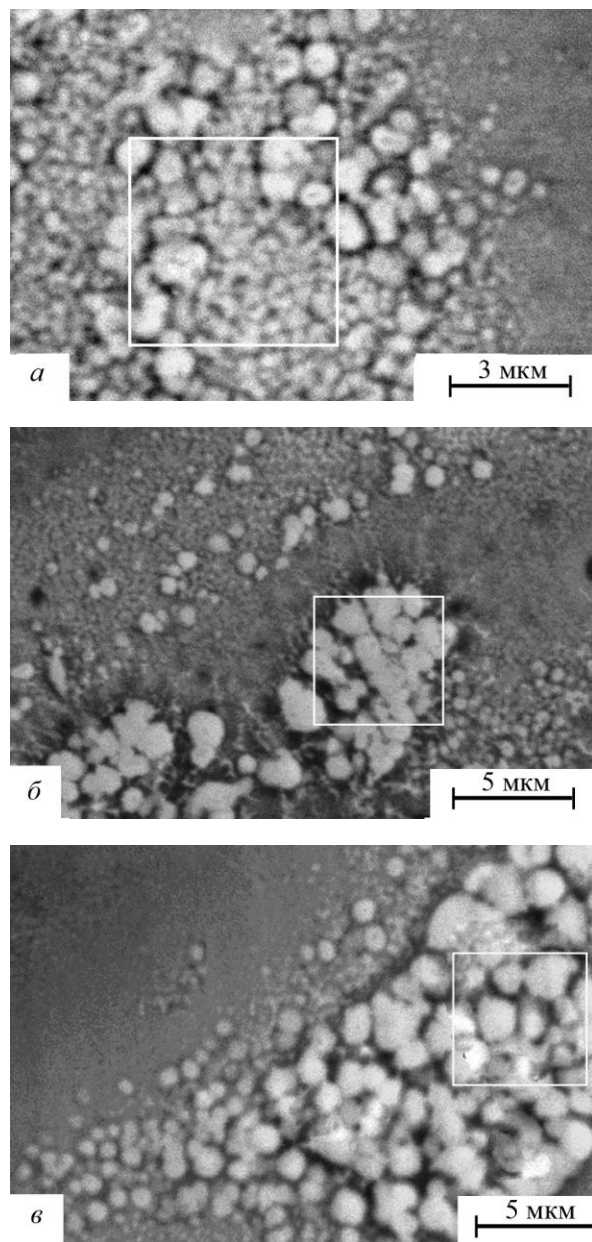


Рис. 3. Структура нижньої частини зони лазерного легування з товщиною обмазки 50 мкм (а), 100 мкм (б), 150 мкм (в).

проведено рентгеноспектральний мікроаналіз.

Проте отримані дані не дали можливості однозначної ідентифікації структурних складових, оскільки глибина прошарку, який аналізувався (~ 2,6 мкм), перевищувала розміри структурних складових.

Хімічний склад означених вище ділянок наведено в таблицях 1 та 2. Дані мікроаналізу лише дозволили констатувати, що нижня частина зони лазерного легування була збагаченою атомами заліза, що згідно з [12] може обумовлюватися значною різницею температур

Таблиця 1
Хімічний склад, виділених ділянок на рис. 2

Товщина легуючої речовини, мкм	Вміст елементів, ат.%			
	Al	Si	Fe	Cu
50	80,7	11,6	6,8	0,9
100	76,8	10,7	6,3	6,2
150	78,6	14	3,4	4

Таблиця 2
Хімічний склад, виділених ділянок на рис. 3

Товщина легуючої речовини, мкм	Вміст елементів, ат.%			
	Al	Si	Fe	Cu
50	73	11	13,7	2,3
100	78	12,2	6,5	3,3
150	71,4	10,2	14,6	3,8

плавлення міді та заліза.

Висновки

Лазерне легування евтектичного сплаву системи Al-Si сумішшю порошоків міді та заліза внаслідок надвисоких швидкостей кристалізації розплаву призводить до формування гетерофазної структури, яка містить у собі квазікристалічну ψ – фазу. Формування означеної структури викликає 5-кратне зростання мікротвердості в зоні лазерного легування сплаву АК12.

Список використаних джерел

1. Kolachev B. A., Gabidullin R. M., Piguz U. V. The technology of heat treatment of non-ferrous metals and alloys. – Moscow: Metallurgy, 1992. – 480 p. (in Russian).
2. Lahtin U. M., Kogan Y.D. Surface alloying of metals and alloys by laser alloying. – Moscow: Mechanical Engineering, 1990. – 54 p. (in Russian).
3. Gille P., Meisterermts G, Faber N. Inclined net plane faceting observed at Czochralski growth of decagonal AlCoNi quasicrystals // Journal of Crystal Growth. –2005. –V. 275. – P. 224-231.
4. Yokosawa T., Saitoh K., Tanaka M., Tsai A. Structural variations in local areas of an AlNi Fe decagonal quasicrystal and the interpretation by the 1-nm column-pair scheme // Journal of Alloys and Compounds.–2002. – V. 342. –P. 169-173.
5. Murthy G. V. S., Ray A. K., Minz R. K., Mukhopadhyay N. K. Microhardness and fracture toughness studies of decagonal quasicrystal in Al-Cu-Co system // Journal of materials science letters. – 1999. – V. 18. P. 255-258.
6. Biswas K., Galun R., Mordike B. L., Chattopadhyay K. Laser cladding of quasicrystal forming Al-Cu-Fe on aluminum // Journal of Non-Crystalline Solids. – 2004. – V. 334-335. – P. 517-523.
7. Parshin P. P, Zemlyanov M. G [et al.] Nuclear dynamics of the icosahedral quasicrystal $Al_{0,62}Cu_{0,255}Fe_{0,125}$ // Solid State Physics. – 2004. – V. 46. – Is. 3. –P. 510-514. (in Russian).
8. Dubois J.–M. New prospects from potential applications of quasicrystalline materials // Materials Science and Engineering. – 2000. – V. 249–296. – P. 4-9.
9. Kaloshkin S. D., Tcherdyntsev V. V., Laptev A. I. [et al.] Structure and mechanical properties of mechanically alloyed Al/Al-Cu-Fe composites // Journal of materials science. – 2004. – N 39.–P. 5399-5402.
10. Borisov U. S., Borisova A. L. [et al.] Gas-thermal coatings containing quasicrystall phase, properties and applications // Physics and Chemistry of Solids. – 2005. – V. 6. – N 1. – P. 124-136. (in Russian).
11. Biswas K., Chattopadhyay K., Galun R. [et al.] Laser cladding of quasi-crystal-forming Al-Cu-Fe-Bi on an Al-Si alloy substrate // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005.– V. 36, Is. 7. – P. 1947-1964.
12. Girzhon V. V., Smolyakov A. V., Tantsyura I. V. Structural State of Surface Layers of Aluminum after Laser Alloying Using a Mixture of Copper and Iron Powders // The Physics of Metals and Metallography. – 2008.– V. 106.– N 4, P. 384-388.
13. Girzhon V.V., Smolyakov O.V., Tantsura I.V. Formation quasicrystalline phase in surface layers of technical aluminium after laser alloying process // Bulletin of Kyiv University.– Series: Physics & Mathematics. – 2006. – N 4.–P. 398-405. (in Ukraine).
14. Girzhon V.V., Tantsyura I. V. Quasieutectic structure formation in AK9 and AK12 alloys after pulse laser treatment metal // Physics and advanced technologies. – 2006. – V. 28. – N 9. – P. 1249-1259.

Надійшла до редколегії 05.10.13