

УДК 621.785.532

DOI: 10.20535/1810-0546.2017.5.100489

О.І. Юркова¹, О.В. Бякова², О.І. Кравченко^{1*}, Д.В. Гущик²¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ, Україна²ІПМ НАНУ ім. І.М. Францевича, Київ, Україна

СТРУКТУРА І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАНОКВАЗІКРИСТАЛІЧНОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -СПЛАВУ, КОНСОЛІДОВАНОГО В УМОВАХ КВАЗІГДРОСТАТИЧНОГО СТИСКУ

Background. Quasicrystalline Al-based alloys belong to the class of the state-of-the-art metal materials for the application in light engineering constructions, primarily in aviation and the motor transport industry. These materials are commonly made in the form of powders, which is due to the high productivity of powder metallurgy methods. Therefore, the powder consolidation methods are of great importance in the production of products, which is associated with certain difficulties, and consequently, they should be chosen considering not only the quasicrystals' propensity to brittle fracture but also the metastable nature of the quasicrystalline phases. Certain possibilities in this direction are provided by the quasi-hydrostatic compression method, which can provide a non-trivial combination of strength and ductility properties of materials.

Objective. The aim of the paper is to investigate the effect of high pressure under quasi-hydrostatic compression on the formation of structure, phase composition and mechanical properties of the quasicrystalline $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy.

Methods. 40 μm $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy quasicrystalline powder was fabricated by water-atomisation technique. Consolidation of quasicrystalline powder was performed by quasi-hydrostatic compression technique in high-pressure cells at room temperature at a pressure of 2.5, 4, and 6 hPa. Structure, phase composition and mechanical characteristics of $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy were performed by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction and micromechanical tests.

Results. Using the phase X-ray analysis and SEM, the content of the quasicrystalline icosahedral phase (i-phase) in the $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy structure was completely preserved after its consolidation at different pressures (2.5, 4, and 6 hPa) under quasi-hydrostatic compression at room temperature. Despite the high pressure applied in the consolidation process, the morphology of quasicrystalline phase particles located in the α -Al deformed matrix solid solution remains unchanged. The mechanical properties of the alloy exceed the similar characteristics of the alloy consolidated by warm extrusion.

Conclusions. Consolidation of the $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy powder under quasi-hydrostatic compression allows for the complete conservation of metastable quasicrystalline i-phase particles in the aluminum matrix, which provides the highest values of strength properties together with sufficient ductility for application in the engineering practice.

Keywords: quasicrystals; Al–Fe–Cr alloy; quasi-hydrostatic compression; pressure; structure; phase composition; mechanical properties.

Вступ

Композиційні наноквазікристалічні сплави на основі системи Al–Fe–Cr належать до групи найновітніших високоміцних сплавів алюмінію, мають широкі перспективи для застосування в легких інженерних конструкціях у багатьох галузях промисловості, насамперед в авіації, аерокосмічній техніці, автотранспортній галузі [1, 2]. Композиційна структура цих сплавів, яка складається з металевої матриці та розміщених у ній нанорозмірних частинок квазікристалічної ікосаедричної фази (і-фази), забезпечує їм комбінацію високої міцності та достатньої пластичності, необхідної для використання в інженерній практиці [1, 3]. Ще одним важливим аспектом є те, що внаслідок уповільнення дифузійних процесів у квазікристалах високий рівень міцності наноквазікристалічних алюмінієвих сплавів може зберігатися в умовах підви-

щених температур [3–5]. За рівнем експлуатаційних властивостей і економічних показників композиційні наноквазікристалічні сплави системи Al–Fe–Cr не поступаються сучасним дорогим порошковим сплавам, зміцненим частинками інтерметалідних фаз (сплави типу FVS, США), які можуть використовуватися для роботи за температур 573–673 К. Незважаючи на велику перспективу застосування в промисловості квазікристалічних сплавів на основі Al у майбутньому завдяки їх цікавим і часом несподіваним властивостям, включаючи високу міцність, підвищену корозійну стійкість, зниження адгезії і тертя тощо [1, 4, 6], промислове виробництво цих сплавів залишається досить обмеженим.

Формування квазікристалічної і-фази з ротатійною симетрією 5-го порядку в швидкозакристалізованих алюмінієвих сплавах вперше було відкрито Д. Шехтманом у 1984 р. [7] і згодом за-

реєстровано в сплавах алюмінію з домішками Mn, Fe, Cr, V, Ti, Zr, Nb і Ta [4, 5, 8, 9]. Умовою формування квазікристалічних фаз у цих сплавах є надвисокі (10^5 – 10^6 К/с) швидкості охолодження розплаву [10–12], які досягаються різними способами, включаючи спінігування і відцентрове розпилення розплаву в інертному газі, аморфізацію сплаву з подальшою кристалізацією тощо [13–15]. Серед розроблених технологічних варіантів найбільш поширеним є метод отримання порошків розпиленням алюмінієвого розплаву нейтральним газом (переважно аргон) [10, 16] або водою високого тиску [17], що зумовлено великою продуктивністю методів порошкової металургії. Отже, з огляду на те, що зазначені матеріали найчастіше виготовляють у вигляді порошків, важливе значення у виробництві деталей належить методам компактування порошків, але це пов'язано з певними труднощами, тому вибирати їх потрібно, зважаючи не тільки на схильність квазікристалів до крихкого руйнування, але й на метастабільну природу квазікристалічної фази, яка в системі Al–Fe–Cr може існувати тільки в рівновазі з твердим розчином α -Al [1, 3–5, 9, 14].

При застосуванні матеріалів як конструкційних першорядного значення набувають їх механічні характеристики, але, як відомо авторам, систематичні дослідження впливу деформації на їх механічні властивості досі не проводилися.

Використання деформації не тільки для зміни форми, але й для консолідації порошкових матеріалів є важливим для розробки новітніх технологій створення матеріалів із заданими властивостями. Певні можливості в цьому напрямі надає метод квазігідростатичного стиску [18], який може забезпечити нетривіальну комбінацію властивостей міцності та пластичності матеріалів. З цієї точки зору такий метод набуває особливого значення для формування комплексу механічних властивостей для квазікристалічних сплавів на основі алюмінію. Застосування високого тиску для консолідації композиційних квазікристалічних порошків системи Al–Fe–Cr ґрунтується на демонстрації в умовах квазігідростатичного стиску високої пластичності матеріалів. Такий підхід забезпечує зниження температури процесу та створює умови для повного збереження метастабільної квазікристалічної фази, на відміну від теплої екструзії. Нетривіальність цього підходу базується на тому, що в умовах одночасної дії температури та тиску, як було раніше встановлено, відбуваються част-

кова втрата квазікристалічної фази і, як наслідок, зменшення зміцнення сплаву в цілому після компактування екструзією [19]. Використання надвисоких квазігідростатичних тисків успішно застосовується для різних цілей, зокрема для синтезу алмазів і тугоплавких сполук або гарячого ізостатичного спікання. Однак вплив таких тисків на порошкові дисперсні системи за кімнатних температур практично не досліджено.

Постановка задачі

З огляду на метастабільну природу квазікристалічної і-фази досить обґрунтовано припускати, що тиск і схема деформації, які використовуються при консолідації порошкових Al–Fe–Cr-сплавів, суттєво впливатимуть на формування як структури, так і механічних властивостей. Оскільки систематичні дослідження фазових перетворень у порошкових квазікристалічних сплавах системи Al–Fe–Cr, отриманих водняним розпиленням розплаву і консолідованих в умовах квазігідростатичного стиску, до сих пір не проводилися, метою цієї роботи є вивчення впливу високого тиску в умовах квазігідростатичного стиску на формування структури, фазового складу і механічних властивостей композиційного квазікристалічного $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплаву.

Методика експерименту

У процесі досліджень використовували порошок сплаву номінального складу $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ (Al–5,86 Fe–5,45 Cr у мас. %) з розміром частинок ≤ 40 мкм, виготовлений методом диспергування розплаву з температурою 1573 К струменями води високого тиску [17]. За даними [8], об'ємний вміст квазікристалічної фази в порошку $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ сплаву в загальному випадку не перевищує 30 %. Компактні зразки виготовляли в умовах квазігідростатичного стиску за кімнатної температури (без нагрівання) під тиском 2,5; 4 і 6 ГПа. Обробку зразків високим гідростатичним тиском (до 6 ГПа) здійснювали в Інституті проблем матеріалознавства. Тиск створювали в апаратах високого тиску. Основним робочим елементом апарата є комірка високого тиску типу тороїд.

Дослідження структури консолідованих зразків проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа РЕММА-101А у відбитих електронах. Фазовий склад порошку і

консолідованих зразків визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku. Наявність квазікристалічної і-фази встановлювали за трьома найбільш інтенсивними максимумами з індексами Кана (N, M) – (18, 29), (20, 32) і (52, 84) [20]. Визначення періоду решітки твердого розчину α -Al проводили зйомкою зразків з еталоном, яким слугував порошок Si, за положенням центра тяжіння дифракційного максимуму (311).

Комплекс механічних властивостей консолюдованих зразків визначали в умовах мікроіндентування. Мікротвердість HV , характеристику пластичності δ_H , границю плинності $\sigma_{0,2}$ та границю пружності σ_0 визначали при статичному вдавлюванні на приладі ПМТ-3, оснащеному стандартною пірамідою Віккерса та комплектом алмазних тригранних інденторів з різними кутами загострення γ_1 , а саме 45°, 50°, 55°, 60°, 65°, 70°, 75°, 80°, 85°. Випробування проводили при навантаженні на індентор 1 Н. Умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ та границю пружності σ_0 визначали за кривими “напруження–деформація”, які будували за методикою [21]. З урахуванням того, що деформація під індентором у напрямку прикладеного навантаження визначається переважно кутом загострення піраміди за виразом $\epsilon \approx -\ln \sin \gamma_1$ [21], такий підхід давав змогу проводити випробування в широкому інтервалі величин деформації ϵ (від 0,04 до 0,35). Характеристику пластичності δ_H розраховували за величинами мікротвердості HV відповідно до методики [22, 23] за формулою

$$\delta_H = 1 - 14,3 (1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}.$$

Модуль Юнга E визначали в умовах безперервного вдавлювання індентора (алмазної пі-

раміди Берковича з кутом загострення 65°) на приладі “Мікрон-гамма”. Випробування проводили при навантаженні 1,5 Н відповідно до міжнародного стандарту ISO 14577-1:2002 (E), в основу якого покладений метод Олівера і Фарра [24]. Коефіцієнт Пуассона визначали за методикою [19, 25]. Випробування та розрахунки показали, що для сплаву номінального складу $Al_{94}Fe_3Cr_3$, який досліджувався, коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,31$.

Результати експерименту і їх обговорення

Загальний вигляд та мікроструктура вихідного порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ показані на рис. 1. На відміну від сферичної форми порошків газового розпилення, порошок, розпилений водою, має частинки неправильної форми з нерівним рельєфом поверхні (рис. 1, а), що полегшує їх подальшу консолюдацію пластичною деформацією в умовах квазігидростатичного стиску за кімнатної температури. В межах кожної порошкової частинки сплаву спостерігається велика кількість нано- та субмікророзмірних частинок, які на СЕМ-зображенні мікроструктури (рис. 1, б, в) мають світлий колір. Деякі з частинок мають форму п'ятикутних зірочок (рис. 1, в), що, очевидно, є проявом симетрії 5-го порядку пакування атомів у ікосаедричному квазікристалі.

Результати кількісних вимірювань показали, що в більшості порошкових частинок розмір квазікристалів становить 50–200 нм, досягаючи в деяких випадках 1–1,5 мкм у результаті різних умов охолодження водяними струменями при розпилюванні розплаву (рис. 1, а).

СЕМ-зображення мікроструктури консолюдованих в умовах високого тиску зразків $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву показано на рис. 2. Як і у вихідному порошку (див. рис. 1, б, в), у мікроструктурі консолюдованого $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву чітко про-

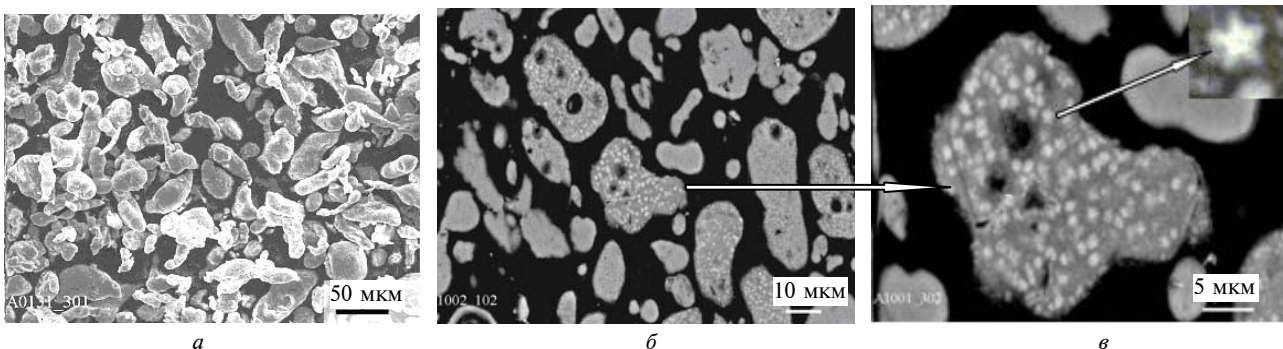


Рис. 1. СЕМ-зображення морфології (а) та мікроструктури (б, в) вихідного порошку $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву, отриманого методом водяного розпилення

являється велика кількість дрібних нано- та субмікророзмірних частинок, які на СЕМ-зображенні мають світлий колір (рис. 2), і деякі з них мають форму п'ятикутних зірочок, що свідчить про ротаційну симетрію 5-го порядку пакування атомів у ікосаедричному квазікристалі. Незважаючи на високий тиск (2,5–6 ГПа), прикладений під час консолідації в умовах квазігідростатичного стиску, на зображенні мікроструктури спостерігається збереження незмінної морфології (форми та розмірів) квазікристалічних частинок усередині деформованих порошкових частинок $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву.

Наявність квазікристалічної фази (і-фази), розміщеної в матричному α -Al твердому розчині композиційного $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву, як у вигляді порошку, так і консолідованому в умовах квазігідростатичного стиску за кімнатної температури, підтверджується рентгенівськими дифрактометричними дослідженнями. За даними фазового рентгеноструктурного аналізу (рис. 3), відзначені в мікроструктурі (рис. 1, б, в і рис. 2) світлі частинки мають квазікристалічну природу. В спектрах рентгенівської дифракції, крім дифракційних максимумів (111), (200), (220), (311) і (222) від твердого розчину α -Al, реєструються дифракційні піки від квазікристалічної і-фази, які відповідають індексам Кана (18, 29) (20, 32), (38, 61) та (52, 84) [20].

Важливим є те, що інтегральні інтенсивності дифракційних максимумів від метастабільної квазікристалічної і-фази в консолідованих під різним тиском (2,5; 4; 6 ГПа) зразках $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву (див. рис. 3, б–в) є тотожними інтенсивності максимумів цієї фази, що реєструються у вихідному порошку (див. рис. 3, а), засвідчуючи повне збереження її вмісту в структурі матеріалу після компактування, на відміну від консолідації в умовах теплої екструзії за температури 623 К, коли втрати і-фази досягають 23 % [21].

Крім того, кутове положення дифракційних максимумів твердого розчину α -Al у консолідованих під різним тиском (2,5; 4; 6 ГПа) зразках $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву (див. рис. 3, б, в) відносно положення максимумів вихідного порошку (див. рис. 3, а) не змінюється, що свідчить про незмінність періоду його кристалічної решітки і, відповідно, про відсутність перерозподілу легувальних елементів (Fe, Cr) у складі сплаву. Це підтверджує збереження квазікристалічної і-фази після консолідації в умовах квазігідростатичного стиску, на відміну від консолідації в умовах теплої екструзії, коли відбувається часткова втрата цієї фази через її часткове розчинення в α -Al-матриці під дією тиску і температури [19]. А це своєю чергою викликає розшарування вихідного твердого розчину α -Al завдяки формуванню навколо квазікристалічних частинок нерівноважного твердого розчину α -Al, збагаченого легувальними елементами (Fe, Cr) з меншими атомними радіусами порівняно з атомами Al, наслідком чого є зменшення параметра його решітки та зсув ліній у бік більших кутів 2θ .

Результати мікромеханічних випробувань наведено в таблиці. Мікротвердість $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву, компактованого за різних тисків, майже однакова і змінюється в межах похибки, але вона в 2 рази вища мікротвердості сплаву у вигляді порошку та на 20 % більша після консолідації екструзією.

Криві “напруження–деформація”, побудовані методом індентування, для $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву після компактування в умовах квазігідростатичного стиску за різних тисків (2,5; 4 і 6 ГПа) наведено на рис. 4. Визначення напружень σ здійснювали за величинами мікротвердості HM у наближенні Тейбора $\frac{HM}{\sigma_s} = 3$ [26].

Оскільки твердість за Меєром HM є середнім контактним тиском і може бути перерахована

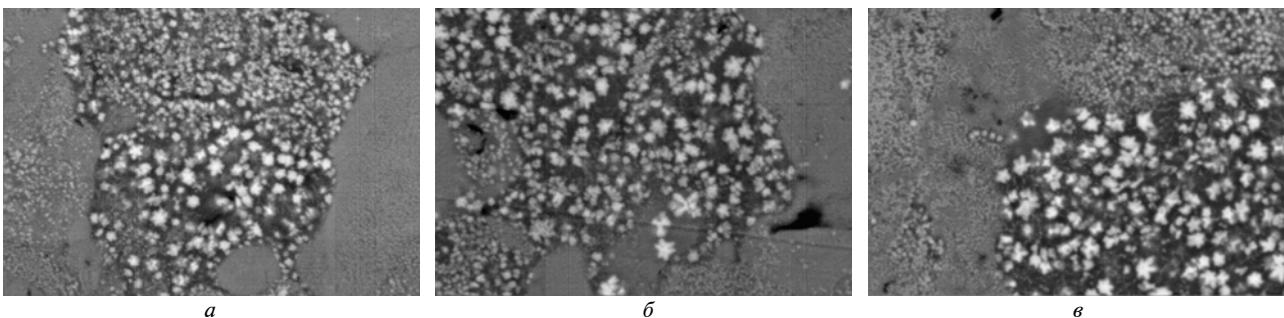


Рис. 2. СЕМ-зображення мікроструктури $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву після консолідації в умовах квазігідростатичного стиску під різним тиском, ГПа: а – 2,5; б – 4; в – 6; $\times 20$ мкм

на границю плинності σ_s або на умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ при стисканні, то криві “ $NM-\varepsilon$ ” є аналогом кривих деформації [21, 22]. Таким чином, індентування різними за кутом біля вершини піраміди інденторами є ефективним підходом (методом) до побудови кривих “напруження–деформація”.

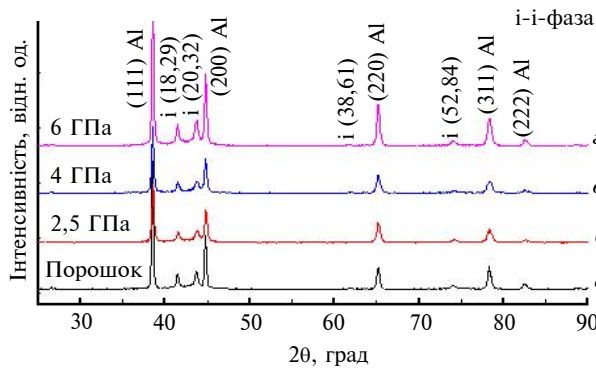


Рис. 3. Спектри рентгенівської дифракції $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву у вигляді порошку (а) та після консолідації під тиском, ГПа: б – 2,5; в – 4; г – 6

Характеристику $\sigma_{0,2}$ екстрагували за побудованими кривими “напруження–деформація” при ступені пластичної деформації $\varepsilon = 0,2$ %, а параметр σ_s – при $\varepsilon = 0,05$ %.

Аналіз результатів мікромеханічних випробувань в умовах індентування свідчить про те, що незважаючи на однакову кількість квазікристалічної і-фази у вихідному порошку та після його компактування в умовах високого тиску, деформаційне зміцнення $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву призводить до істотного підвищення його мікротвердості HV (див. таблицю). Крім того, завдяки повному збереженню квазікристалічної і-фази у складі сплаву після компактування його

го характеристики міцності (мікротвердість HV та границя плинності $\sigma_{0,2}$) перевищують аналогічні характеристики сплаву, компактованого екструзією, яка здійснюється при комплексному впливі підвищеної температури 653 К і тиску, який у поздовжньому та поперечному напрямках досягає $P_1 = 1,42$ ГПа і $P_t = 3,30$ ГПа відповідно та викликає часткову втрату квазікристалічної і-фази [19].

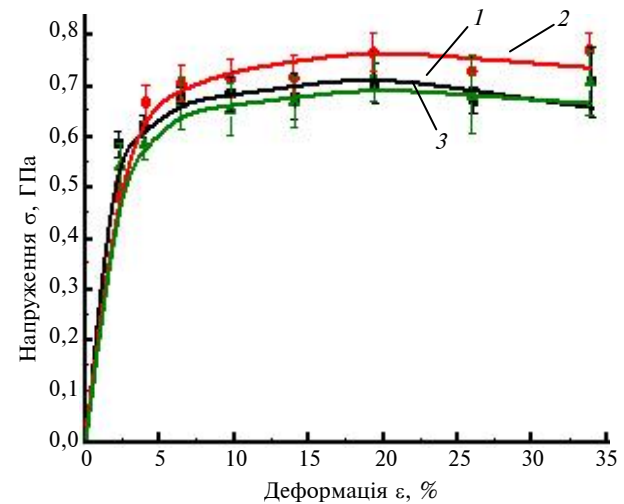


Рис. 4. Криві “напруження–деформація” $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву після компактування в умовах квазігідростатичного стиску під тиском 2,5 (1); 4 (2); 6 (3) ГПа

Незважаючи на значне деформаційне зміцнення матеріалу, яке характеризується високими значеннями мікротвердості та умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$, характеристика пластичності δ_H $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву, консолідованого в умовах високого тиску, не зазнає істотних змін, є дещо (на ~ 8 %) меншою від цього параметра для вихідного порошку ($\delta_H = 0,92$), залишаючись

Таблиця. Механічні характеристики порошкового квазікристалічного $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву до та після консолідації в умовах високого тиску

Матеріал	Параметр				
	Модуль Юнга E , ГПа	Мікротвердість HV , ГПа	Характеристика пластичності δ_H	Умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$, ГПа	Границя пружності σ_s , ГПа
Порошок	–	$0,91 \pm 0,3$	0,92	–	–
Консолідований за 2,5 ГПа	85	$1,84 \pm 0,21$	0,85	0,565	0,315
Консолідований за 4 ГПа	71	$2,00 \pm 0,19$	0,81	0,578	0,327
Консолідований за 6 ГПа	69	$1,94 \pm 0,2$	0,80	0,585	0,330
Екструдований [21]	72	$1,62 \pm 0,04$	0,87	0,360	–

наближеною до критичного значення ($\delta_H = 0,90$), що свідчить про пластичну поведінку матеріалу в умовах стандартних випробувань на розтяг і згин, і достатньою для ефективного функціонування поверхневих шарів без руйнування під навантаженням.

Висновки

На прикладі $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву експериментально обґрунтовано ефективність застосування консолідації під високим тиском в умовах квазігідростатичного стиску щодо збереження метастабільної квазікристалічної фази. Показано, що високий тиск, величина якого становить 2,5; 4 та 6 ГПа, не впливає на фазовий склад сплаву після компактування, про що свідчить повне збереження квазікристалічної і-фази в $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаві.

Встановлено, що незважаючи на однакову кількість квазікристалічної і-фази у вихідному порошку та після його компактування в умовах високого тиску, деформаційне зміцнення

$Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву призводить до істотного збільшення його мікротвердості HV .

Завдяки повному збереженню квазікристалічної і-фази у складі сплаву після компактування його характеристики міцності перевищують аналогічні характеристики сплаву, компактованого екструзією, яка відбувається при комплексному впливі підвищеної температури 653 К і тиску.

Показано, що незважаючи на істотне деформаційне зміцнення, характеристика пластичності δ_H сплаву після консолідації не зазнає істотних змін, залишаючись близькою до критичного значення ($\delta_H = 0,90$), яке свідчить про пластичну поведінку матеріалу в умовах стандартних випробувань на розтяг і згин.

Подальші дослідження слід спрямувати на вивчення впливу високого тиску при консолідації на термостабільність структури, фазового складу та механічних властивостей дослідженого сплаву для визначення можливостей їх інженерного використання.

Список літератури

1. *Dubois J.-M.* Properties and applications of quasicrystals and complex metallic alloys // *Chem. Soc. Rev.* – 2012. – **41**. – P. 6760–6777.
2. *Quasicrystalline $Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$ alloys* / A. Garcia-Escorial, E. Natale, V.J. Cremaschi et al. // *Revista de Metalurgia.* – 2015. – **51**. – P. 2 4–29.
3. *Nanoquasicrystalline Al–Fe–Cr-based alloys with high strength at elevated temperature* / M. Galano, F. Audebert, A. Garcia-Escorial et al. // *J. Alloys Compd.* – 2010. – **495**. – P. 372–376.
4. *Inoue A., Kimura H.* High-strength aluminum alloys containing nanoquasicrystalline particles // *Mater. Sci. Eng.* – 2000. – **286**. – P. 1–10
5. *Kimura H., Sasamor K., Inoue A.* Al–Fe based bulk quasicrystalline alloys with high elevated temperature strength // *J. Mater. Res.* – 2000. – **15**. – P. 2737–2744.
6. *Barthes-Labrouss M.-G., Dubois J.-M.* Quasicrystals and complex metallic alloys: Trends for potential applications // *Philos. Mag.* – 2008. – **88**. – P. 2217–2225.
7. *Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry* / D. Shechtman, I. Blech, D. Gratias, J.V. Cahn // *Phys. Rev. Lett.* – 1984. – **53**. – P. 1951–1954.
8. *High strength aluminum alloys reinforced by nanosize quasicrystalline particles for elevated temperature application* / Yu.V. Milman, A.I. Sirko, M.O. Iefimov et al. // *High Temp. Mater. Processes (London).* – 2006. – **25**. – P. 19–30.
9. *Nanoquasicrystalline Al–Fe–Cr-based alloys, Part II: Mechanical properties* / M. Galano, F. Audebert, I.C. Stone, B. Cantor // *Acta Mater.* – 2009. – **57**. – P. 5120–5130.
10. *Inoue A.* Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-base systems // *Prog. Mater. Sci.* – 1998. – № 43. – P. 365–520.
11. *Адеєва Л.І., Борисова А.Л.* Квазікристалічні сплави як новий перспективний матеріал для захисних покриттів // *Фізика і хімія твердого тіла.* – 2002. – **3**, № 3. – С. 454–456.
12. *Icosahedral phase in rapidly solidified Al–Fe–Ce alloy* / C. Zhang, Y. Wu, X. Cai et al. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2002. – **323**. – P. 226–231.
13. *Gurland J., Parih N.M.* Microstructural aspects of the fracture of two-phase alloys. Vol. 7. – New York: Academic Press, Inc., 1972. – P. 841–878.
14. *Особливості фазоутворення в швидкозагартованих сплавах Al-Fe-Cr при наявності квазікристалів* / М.В. Карпець, С.О. Фірстов, Л.Д. Кулак та ін. // *Фізика і хімія твердого тіла.* – 2006. – **7**, № 1. – С. 147–151.

15. *Spray forming of Al-Fe-Cr-Ti and Al-Si-Li alloys* / C. Banjongprasert, S.C. Hogg, I.G. Palmer Grennan-Heaven et al. // *Mater. Sci. Forum.* – 2007. – **561-565**. – P. 1075–1078.
16. *Aluminum alloys, substrates coated with these alloys and their applications: Pat. № 5432011 US* / J.M. Dubois, A. Pianeli. – Declared 8.09.94; Published 11.07.95.
17. *Способ получения порошков алюминия и его сплавов: Пат. 2078427 Украина* / Н.О. Домианови, К.В. Георгиевич, А.Ф. Леднянский и др. – Заявл. 15.12.1994; Опубл. 27.04.1997.
18. *Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Бикбаева З.Г.* Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий. – Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2008. – 212 с.
19. *Бякова А.В., Юркова А.И., Власов А.А.* Термостабильность структуры и механических свойств наноквазикристаллического $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплава, консолидированного экструзией // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2015. – **37**, № 7. – С. 833–850.
20. *Cahn J.W., Shechtman D., Gratias D.* Indexing of icosahedral quasiperiodic crystals // *Mater. Res. Soc.* – 1986. – **1**. – P. 13–26.
21. *Исследование механических свойств сверхтвердых материалов при индентировании* / Б.А. Галанов, Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова // *Сверхтвердые материалы.* – 1999. – **21**, № 3. – С. 23–35.
22. *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на макротамакрорівнях* / О.В. Бякова, О.І. Юркова, Ю.В. Мильман, О.В. Білоцький. – К.: Гаран-Сервіс, 2010. – 144 с.
23. *Milman Yu.V.* Plasticity characteristic obtained by indentation // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2008. – **41**. – P. 074013.
24. *Oliver W.C., Pharr G.M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* – 1992. – **7**, № 6. – P. 1564–1583.
25. *Способ визначення коефіцієнта Пуассона: Пат. Укр. 93248* / О.В. Бякова, Ю.В. Мильман, А.О. Власов, О.І. Юркова. – Заявл. 17.12.2008; Опубл. 25.01.2011.
26. *Tabor D.* The Hardness of Metals. – Oxford: Clarendon Press, 1951. – 130 p.

References

- [1] J.M. Dubois, “Properties and applications of quasicrystals and complex metallic alloys”, *Chem. Soc. Rev.*, vol. 41, pp. 6760–6777, 2012. doi: 10.1039/c2cs35110b
- [2] A. Garcia-Escorial *et al.*, “Quasicrystalline $Al_3Fe_3Cr_2Ti_2$ alloys”, *Revista de Metalurgia*, vol. 51, pp. 24–29, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.054>
- [3] M. Galano *et al.*, “Nanoquasicrystalline Al–Fe–Cr-based alloys with high strength at elevated temperature”, *J. Alloys Compd.*, vol. 495, pp. 372–376, 2010. doi: 10.1016/j.jallcom.2009.10.208
- [4] A. Inoue and H. Kimura, “High-strength aluminum alloys containing nanoquasicrystalline particles”, *Mater. Sci. Eng.*, vol. 286, pp. 1–10, 2000. doi: 10.1016/S0921-5093(00)00656-0
- [5] H. Kimura *et al.*, “Al–Fe based bulk quasicrystalline alloys with high elevated temperature strength”, *J. Mater. Res.*, vol. 15, pp. 2737–2744, 2000. doi: 10.1557/JMR.2000.0392
- [6] M-G. Barthes-Labrousse and J-M. Dubois, “Quasicrystals and complex metallic alloys: Trends for potential applications”, *Philos. Mag.*, vol. 88, pp. 2217–2225, 2008. doi: 10.1080/14786430802023036
- [7] D. Shechtman *et al.*, “Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry”, *Phys. Rev. Lett.*, vol. 53, pp. 1951–1954, 1984. doi: 10.1103/PhysRevLett.53.1951
- [8] Yu.V. Milman *et al.*, “High strength aluminum alloys reinforced by nanosize quasicrystalline particles for elevated temperature application”, *High Temp. Mater. Processes (London)*, vol. 25, pp. 19–30, 2006. doi: 10.1515/HTMP.2006.25.1-2.19
- [9] M. Galano *et al.*, “Nanoquasicrystalline Al–Fe–Cr-based alloys, Part II: Mechanical properties”, *Acta Mater.*, vol. 57, pp. 5120–5130, 2009. doi: 10.1016/j.actamat.2009.07.009
- [10] A. Inoue, “Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-base systems”, *Prog. Mater. Sci.*, vol. 43, pp. 365–520, 1998. doi: 10.1016/S0079-6425(98)00005-X
- [11] L.I. Adeeva and A.L. Borisova, “Quasicrystalline alloys as a new promising material for protective coating”, *Fizika i Himiya Tverdogo Tila*, no. 3, pp. 454–456, 2002 (in Ukrainian).
- [12] C. Zhang *et al.*, “Icosahedral phase in rapidly solidified Al–Fe–Ce alloy”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 323, pp. 226–231, 2002. doi: 10.1016/S0921-5093(01)01353-3
- [13] J. Gurland and N.M. Parikh, *Microstructural Aspects of the Fracture of Two-Phase Alloys*, vol. 7. New York: Academic Press, Inc., 1972, pp. 841–878.
- [14] M.V. Karpets *et al.*, “Features of phase formation in rapidly hardening alloys Al-Fe-Cr in the presence of quasicrystals”, *Fizika i Himiya Tverdogo Tila*, no. 1, pp. 147–151, 2006 (in Ukrainian).

- [15] C. Banjongprasert *et al.*, "Spray forming of Al-Fe-Cr-Ti and Al-Si-Li alloys", *Mater. Sci. Forum.*, vol. 561-565, pp. 1075–1078, 2007. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.561-565.1075
- [16] J.M. Dubois and A. Pianelli, "Aluminum alloys, substrates coated with these alloys and their applications", U.S. Patent 5432011, Sept. 8, 1994.
- [17] N.O. Domianovi *et al.*, "Method for obtaining powders of aluminum and its alloys", U.A. Patent 2078427, Apr. 27, 1997 (in Russian).
- [18] O.L. Hasanov *et al.*, *Methods of Compacting and Consolidating Nanostructured Materials and Products*. Tomsk, Russia: Tomsk Polytechnic University Publ., 2008 (in Russian).
- [19] A.V. Byakova *et al.*, "Effect of temperature on structure and mechanical properties of nanoquasicrystalline $Al_{96}Fe_3Cr_3$ alloy consolidated by hot extrusion", *Metallofizika i Novejshie Tehnologii*, no. 7, pp. 833–850, 2015 (in Russian).
- [20] J.W. Cahn *et al.*, "Indexing of icosahedral quasiperiodic crystals", *Mater. Res. Soc.*, vol. 1, pp. 13–26, 1986. doi: 10.1557/JMR.1986.0013
- [21] B.A. Galanov *et al.*, "Investigation of the mechanical properties of superhard materials in indentation", *Sverhtverdyie Materialy*, no. 3, pp. 23–35, 1999 (in Russian).
- [22] O.V. Byakova *et al.*, Theoretical foundations and methods for determining the mechanical properties of materials and coatings when indenting at micro- and macro levels. Kyiv, Ukraine: Garan-Servis, 2010 (in Ukrainian).
- [23] Y.V. Milman, "Plasticity characteristic obtained by indentation", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, vol. 41, p. 074013, 2008. doi: 10.1088/0022-3727/41/7/074013
- [24] W.C. Oliver and G.M. Pharr, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments", *J. Mater. Res.*, vol. 6, pp. 1564–1583, 1992. doi: 10.1557/JMR.1992.1564
- [25] O.V. Byakova *et al.*, "Poisson determining factor method", U.A. Patent 93248, Jan. 25, 2011 (in Ukrainian).
- [26] D. Tabor, *The Hardness of Metals*. Oxford, UK: Clarendon Press, 1951.

О.І. Юркова, О.В. Бякова, О.І. Кравченко, Д.В. Гущик

СТРУКТУРА І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КВАЗИКРИСТАЛІЧНОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -СПЛАВУ, КОНСОЛІДОВАНОГО В УМОВАХ КВАЗІГІДРОСТАТИЧНОГО СТИСКУ

Проблематика. Квазікристалічні сплави на основі Al належать до класу найновітніших металевих матеріалів для застосування в легких інженерних конструкціях, насамперед в авіації, автотранспортній галузі. Зазначені матеріали найчастіше виготовляють у вигляді порошків, що зумовлено великою продуктивністю методів порошкової металургії. Отже, важливе значення у виготовленні виробів належить методам компактування порошків, але це пов'язано з певними труднощами, тому вибрати їх потрібно, зважаючи не тільки на схильність квазікристалів до крихкого руйнування, але і на метастабільну природу квазікристалічних фаз. Певні можливості в цьому напрямі надає метод квазігідростатичного стиску, який може забезпечити нетривіальну комбінацію властивостей міцності та пластичності матеріалів.

Мета дослідження. Вивчення впливу високого тиску в умовах квазігідростатичного стиску на формування структури, фазового складу і механічних властивостей квазікристалічного $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву.

Методика реалізації. Порошок сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ з розміром частинок ≤ 40 мкм виготовлено методом диспергування розплаву струменями води з високим тиском. Консолідацію порошку сплаву здійснювали в умовах квазігідростатичного стиску в комірках високого тиску за кімнатної температури під тиском 2,5; 4 і 6 ГПа. Структуру, фазовий склад і механічні характеристики сплаву досліджували методами скануючої електронної мікроскопії (СЕМ), рентгеноструктурного аналізу та мікромеханічних випробувань.

Результати дослідження. Методами фазового рентгенівського аналізу та СЕМ встановлено повне збереження вмісту квазікристалічної ікосаедричної фази (і-фази) в структурі $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву після його консолидації за різного тиску (2,5; 4 і 6 ГПа) в умовах квазігідростатичного стиску за кімнатної температури. Незважаючи на високий тиск, прикладений під час консолидації, морфологія частинок квазікристалічної фази, що містяться в деформованому матричному α -Al твердому розчині, залишається незмінною. Механічні властивості консолидованого сплаву перевищують аналогічні характеристики сплаву, компактованого гарячою екструзією.

Висновки. Консолідація порошку $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаву в умовах квазігідростатичного стиску надає можливість повного збереження частинок метастабільної квазікристалічної і-фази в алюмінієвій матриці, що забезпечує комбінацію високої міцності та достатньої пластичності, необхідної для використання в інженерній практиці.

Ключові слова: квазікристали; Al-Fe-Cr-сплав; квазігідростатичний стиск; тиск; структура; фазовий склад; механічні властивості.

А.І. Юркова, А.В. Бякова, А.І. Кравченко, Д.В. Гущик

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -СПЛАВА, КОНСОЛИДИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

Проблематика. Квазикристаллические сплавы на основе Al принадлежат к классу новейших металлических материалов для применения в легких инженерных конструкциях, прежде всего в авиации, автотранспортной отрасли. Указанные материалы чаще всего изготавливают в виде порошков, что обусловлено большей производительностью методов порошковой металлургии.

гии. Поэтому важное значение в производстве изделий принадлежит методам консолидации порошков, что связано с определенными трудностями, вследствие чего выбирать их следует с учетом не только склонности квазикристаллов к хрупкому разрушению, но и метастабильной природы квазикристаллических фаз. Определенные возможности в этом направлении предоставляет метод квазигидростатического сжатия, который может обеспечить нетривиальную комбинацию свойств прочности и пластичности материалов.

Цель исследования. Изучение влияния высокого давления в условиях квазигидростатического сжатия на формирование структуры, фазового состава и механических свойств квазикристаллического $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплава.

Методика реализации. Порошок $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплава с размером частиц ≤ 40 мкм изготавливали методом распыления расплава водой высокого давления. Консолидацию порошка проводили в условиях квазигидростатического сжатия в ячейках высокого давления при комнатной температуре под давлением 2,5; 4 и 6 ГПа. Структуру, фазовый состав и механические характеристики сплава исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгеноструктурного анализа и микромеханических испытаний.

Результаты исследования. Методами фазового рентгеновского анализа и СЭМ установлено полное сохранение содержания квазикристаллической икосаэдрической фазы (и-фазы) в структуре $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплава после его консолидации при различном давлении (2,5, 4 и 6 ГПа) в условиях квазигидростатического сжатия при комнатной температуре. Несмотря на высокое давление, приложенное в процессе консолидации, морфология частиц квазикристаллической фазы, расположенных в деформированном матричном твердом растворе α -Al, остается неизменной. Механические свойства сплава превышают аналогичные характеристики сплава, консолидированного теплой экструзией.

Выводы. Консолидация порошка $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплава в условиях квазигидростатического сжатия дает возможность полного сохранения частиц метастабильной квазикристаллической и-фазы в алюминиевой матрице, что обеспечивает комбинацию высокой прочности и достаточной пластичности, необходимой для использования в инженерной практике.

Ключевые слова: квазикристаллы; Al-Fe-Cr-сплав; квазигидростатическое сжатие; давление; структура; фазовый состав; механические свойства.

Рекомендована Радою
інженерно-фізичного факультету
КПІ ім. Ігоря Сікорського

Надійшла до редакції
23 липня 2017 року