

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Судаков Д.С., Чижська Д.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
КОМПАКТУВАННЯ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ 75 % Al + 15 % Fe
E-mail: anstepanchuk6@gmail.com

Порошкові сплави алюмінію знаходять широке застосування під час виготовлення виробів з них методами порошкової металургії конструкційного, триботехнічного, електротехнічного призначення, виробів аерокосмічної техніки та інших. Враховуючи те, що алюміній у чистому вигляді має відносно низькі механічні властивості, його зміцнюють легуванням. Одним з варіантів зміцнення може бути дисперсне зміцнення. У цьому випадку до складу алюмінію вводять дисперсні добавки твердих складових – твердих тугоплавких сполук, оксидів, інтерметалідів та інших, до яких ставляться певні вимоги [1] – [3]. Це, перш за все, вимоги до сумісності. У цьому відношенні перспективними є сплави алюмінію з залізом, з яких можна виготовляти вироби триботехнічного призначення.

Під час отримання вихідних порошків з цих сплавів можна отримувати їх зі структурою, що складається з матриці на основі алюмінію з дисперсними вкрапленнями стабільних інтерметалідів Al_xFe_y , які не взаємодіють з алюмінієвою матрицею і відповідають вимогам до дисперсно-зміцнюючої фази.

В роботі вивчались умови отримання вихідних порошків шляхом механічного диспергування розплаву сплаву 75 % Al + 15 % Fe виходячи з передбачення, що структура порошків отриманих цим методом буде складатись з металевої матриці на основі алюмінію і вкраплень інтерметалідів Al_6Fe та Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$), яка може утворюватися за швидкості кристалізації розплаву більш за 1×10^{-5} град/с. В роботі теоретично, шляхом проведених розрахунків швидкості охолодження розплаву сплаву залежно від умов отримання порошків з використанням установки отримання порошків механічним диспергуванням типу «Полет» [4] були визначені оптимальні умови отримання порошків із забезпеченням швидкостей охолодження, вказаних вище. Вони склали наступні параметри: число обертів полет – 2800 об/хв, температура вихідного розплаву – 1300 °С, середній розмір частинок – 160 мкм. Проведені експериментальні

дослідження процесу отримання порошків за таких умов. Вивчені їх структури, фазовий та гранулометричний склад. Визначення середнього розміру частинок показало, що він узгоджується з розрахунковим і складає у середньому 120 мкм – 160 мкм. Проведений рентенофазовий аналіз матеріалу порошків показав, що він вміщує фазу твердого розчину α - Al а також фази інтерметалідів Al_6Fe та Al_3Fe (рис. 1).

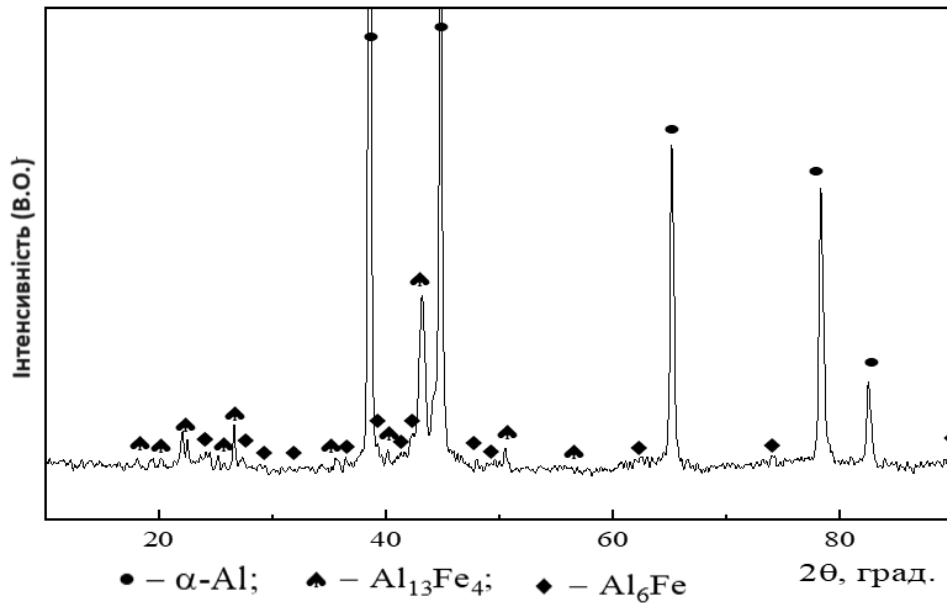
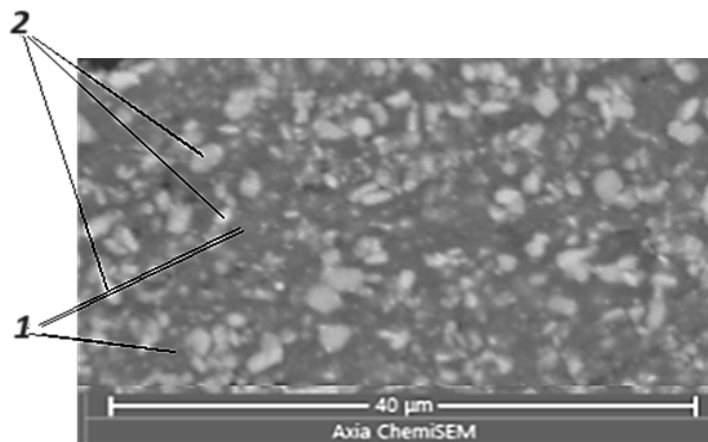


Рис. 1. Фазовий склад порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe

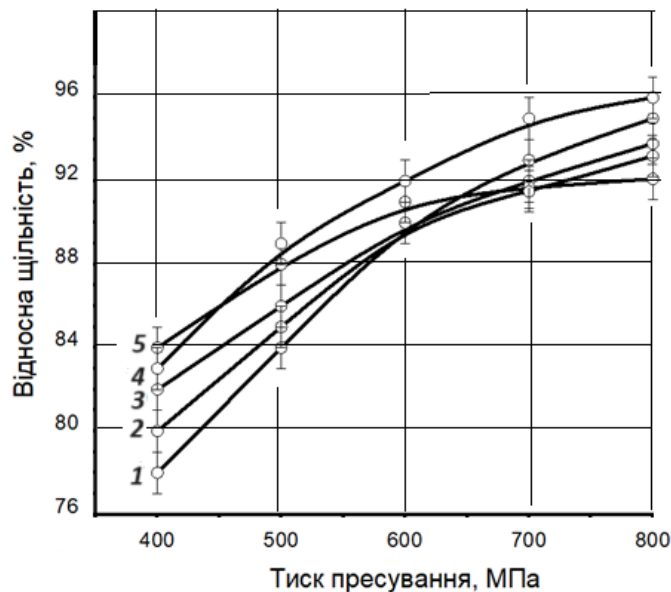
Останнє підтверджується результатами металографічного аналізу (рис. 2) структури порошків, який показує, що вона складається з сірої фази α - твердого розчину на основі алюмінію і світлих фаз інтерметалідів, розмір яких в основному менший за 5 мкм.



1 – α - Al; 2 – Al_6Fe , Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$)

Рис. 2. Мікроструктура частинок порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe

В роботі вивчався процес компактування отриманих таким чином порошків з метою визначення оптимальних умов пресування під час виготовлення виробів з них. Вивчався вплив тиску пресування та властивостей порошків (розміру частинок, структури) на механізм і ступінь їх ущільнення. Ущільнення проводили методом статичного одностороннього пресування за тисків 400, 500, 600, 700, 800 МПа. Середній розмір частинок вихідних порошків складав 100 мкм, 200 мкм, 282 мкм та 357 мкм. Результати досліджень наведені на рис. 3, 4.



1 – 100 мкм ; 2 – 200 мкм;
3 – 282 мкм; 4 – суміш;
5 – 357 мкм

Рис. 3. Залежність відносної щільності зразків Al-15Fe різного фракційного складу від тиску пресування

Як видно з рис. 3 під час ущільнення порошків різних розмірів для всіх випадків спостерігається збільшення щільності пресовок зі збільшенням тиску пресування, проте швидкість ущільнення різна. За тисків пресування до 600 МПа вищу швидкість ущільнення мають порошки з розміром частинок більшим за 100 мкм. За подальшого збільшення тисків пресування спостерігається зворотна залежність, а саме збільшення швидкості ущільнення порошків з меншим розміром частинок.

Такий характер залежностей узгоджується з сучасними уявленнями про механізм ущільнення порошкових матеріалів [5], [6]. Як відомо, на перших етапах, ущільнення порошків відбувається внаслідок структурної деформації (більш щільної укладки частинок під дією прикладених зусиль, яка супроводжується відносним переміщенням частинок). У цьому випадку важливе значення має сила

тертя між частинками (внутрішнє тертя), яка протидіє прикладеним зусиллям і залежить від площі тертя [5]. Тому на стадії структурної деформації ступінь ущільнення порошків з меншим розміром частинок менший. Після утворення стабільних просторових структур [6], відповідальним за подальше ущільнення матеріалу у пресовці є пластична деформація або крихке руйнування, які сприяють заповненню пустот між частинками.

Розмір пустот, які утворюються між частинками порошку залежать від їх розміру (d) та можуть бути визначені виходячи з уявлень В. І. Іващенко [5], [7], відповідно до яких їх усереднений розмір складає $d_{\text{п}} < 0,256 d$. З цієї точки зору, пресовки, які складаються з порошків із меншим діаметром частинок, будуть утворюватися пустоти меншого розміру, для заповнення яких необхідна менша ступінь деформації. І навпаки, для пресовок з частинок більшого розміру ступінь деформації має бути більшою, що пов'язано зі збільшенням тиску пресування [8]. Викладені міркування узгоджуються з результатами, отриманими в роботі (рис. 4). Зразки, які отримані за тисків пресування більших за 650 МПа щільність збільшується, за інших рівних умов, зі зменшенням розміру частинок порошків.

В роботі для з'ясування механізму ущільнення було проведено аналітичну обробку отриманих результатів з метою встановлення ступеню впливу деформації на ущільнення порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe, оскільки вони складаються з пластичної фази α -Al та твердих інтерметалідів Al_6Fe та $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, які пластично практично не деформуються. Для опису процесу пресування було вибрано перше рівняння М. Ю. Бальшина, яке отримане виходячи з уявлень, що в основі ущільнення лежить пластична деформація [5]:

$$\lg P = -L(\beta - 1) + \lg P_{\text{max}},$$

де P – тиск пресування;

L – фактор пресування;

P_{max} – тиск, за якого досягається стовідсоткова щільність пресовки.

Величини (сталі) L та P_{max} визначаються за експериментальними даними (рис. 2) графічним методом [5].

Як було встановлено М. Ю. Бальшиним, у випадку, коли в основі процесу ущільнення лежить пластична деформація, то залежність в координатах $LgP - \beta$ прямолінійна. Відхилення від прямолінійності свідчить про вплив зміцнення матеріалу в процесі деформації, або участь у процесі ущільнення інших складових матеріалу.

Аналіз отриманих результатів показує, що ущільнення виробів з порошків сплаву Al-15 % Fe відбувається за різними механізмами залежно від умов і гранулометричного складу вихідних порошків

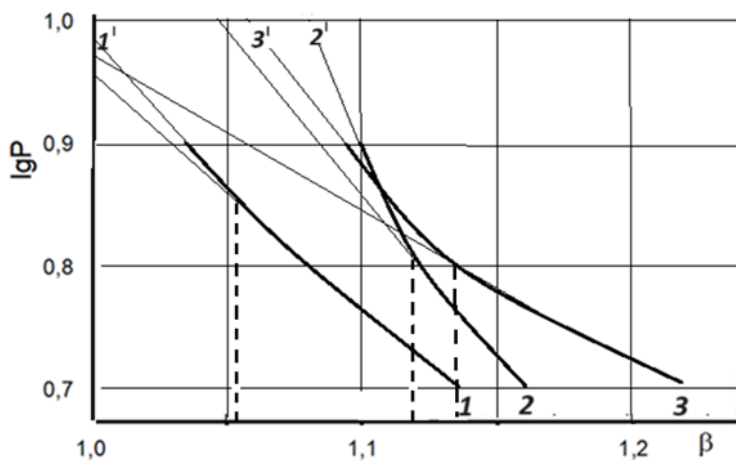


Рис. 4. Залежності $LgP - \beta$ для порошків з різним середнім розміром частинок:

- 1 – суміш;
- 2 – 282 мкм;
- 3 – 100 мкм

На початковій стадії ущільнення за рахунок деформації частинок у приконтактних прошарках в основі ущільнення лежить пластична деформація, про що свідчить, згідно уявлень М. Ю. Бальшина, прямолінійний, або близький до нього, хід залежностей $LgP - \beta$. Останнє узгоджується з викладеними вище міркуваннями, що збільшення дисперсії розмірів частинок порошків у вихідній їх суміші частинок різного розміру збільшує кількість контактів між ними і, тим самим, збільшує ступінь пластичної деформації алюмінієвої матриці. Це сприяє отриманню вищої щільності пресовок за інших рівних умов. У випадку ущільнення порошків з малим розміром частинок спостерігається подібна закономірність. Значення в рівнянні $P_{max} (Lg P_{max})$ практично однакові.

Наявність згинів (зміни величини фактору пресування L) на залежностях $LgP - \beta$ може свідчити про зміну механізму деформації матеріалу частинок

порошків, яка може бути зумовлено декількома причинами. Першою з них, згідно існуючим уявленням, є загартування матеріалу частинок зі збільшенням ступеню деформації [5]. Останнє узгоджується з даними, отриманими в роботі, які показують, що зі збільшенням розміру частинок збільшується об'єм пор, які утворюються в пресовці після закінчення стадії структурної деформації. Для заповнення утворених пустот необхідна більша ступінь деформації матеріалу частинок порошку, що пов'язано зі збільшенням ступеню зміцнення (нагартування матеріалу) і, як наслідок, необхідністю збільшення тиску пресування.

Іншою причиною відхилення від прямолінійності залежностей $\lg P - \beta$ (зміна величини фактора L) може бути фазовий склад матеріалу частинок порошків. Як було встановлено в роботі, їх структура складається з матриці на основі твердого розчину заліза в алюмінії ($\alpha\text{-Al}$), в якій розміщені інтерметаліди Al_xFe_y . Ці сполуки є твердими, крихкими і пластично не деформуються. Тому за високого тиску пресування (високих ступенях обтиснення) вони можуть приймати участь у процесах ущільнення. При цьому деформація частинок порошків під час ущільнення супроводжується їх крихким руйнуванням (рис. 5). Вірогідність цього процесу збільшується зі збільшенням розміру зерен інтерметалідів.

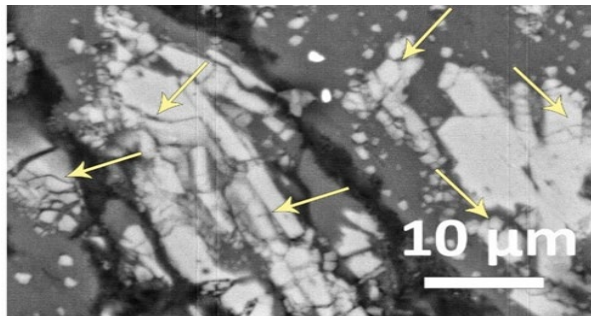


Рис. 5. Крихке руйнування інтерметалідів під час пресування

Встановлене явище подрібнення зерен інтерметалідів під час пресування за високих тисків може носити позитивний вплив на формування властивостей кінцевих матеріалів, оскільки відомо, що зменшення розміру зерен зміцнюючої фази сприяє підвищенню їх механічних характеристик.

Висновки:

Встановлено умови отримання порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe з дисперсно зміцненою структурою, яка складається з основи з твердого розчину

заліза в алюмінії (α -Al) і дисперсних вкраплень інтерметалідів алюмінію Al_6Fe та $Al_{13}Fe_4$. Показано, що на початкових стадіях ущільнення порошків відбувається за рахунок пластичної деформації α -Al розчину. На стадії об'ємного стиснення – за рахунок псевдопластичної деформації, яка супроводжується крихким руйнуванням інтерметалевих фаз.

Література:

1. Композитні та порошкові матеріали: навчальний посібник / П.П. Савчук, В.П. Кашицький, М.Д. Мельничук, О.Л. Садова; за заг. ред. П.П. Савчука. – Луцьк: Видавець: ФОП Теліцин О.В., 2017. – 368 с.
2. Карпинос Д. М. Новые композиционные материалы / Д.М. Карпинос, Л.Н. Тучинский, Л. Р. Вишняков. – Киев: Вища шк. Головное изд-во, 1977. – 312 с.
3. Степанчук А.Н. Технология порошковой металлургии / А.Н. Степанчук, И.И. Билык, П.А. Бойко – Киев: Вища школа, 1989. – 415 с.
4. Naida Yu. I. Industrial production of copper alloy powders by impact crushing of a melt jet / Yu. I. Naida, A. M. Stepanchuk, A. Yu. Naida // Powder Metall. – 2006. – т. 1/2. – S. 112–117.
5. Степанчук А. М. Теорія і технологія пресування порошкових матеріалів: Навчальний посібник. – Київ: Центр учбової літератури, 2016. – 336 с.
6. Радомысльский И. Д. Об уплотняемости металлических порошков / И. Д. Радомысльский, Н. В. Андреев, Н. И. Щербань // Теория и практика прессования порошков. – Киев: ИПМ, 1979. – С. 12 – 19.
7. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів та тугоплавких сполук / А.М. Степанчук. – Київ: НТТУ «КПІ», 2007. – 353 с.
8. Скороход В.В. Технология процессов формования и спекания порошковых материалов / В. В. Скороход, М. Б. Штерн. – Киев: Знание, 1985. – С. 19
9. Teslia S. Microstructural evolution of Al–15 Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization / Teslia S., Stepanchuk A., Intermetallics, т. 149, S. 107671, окт. 2022, doi: 10.1016/J.INTERMET.2022.107671.