

УДК 621.762

Баглюк Г. А.  
Безимянный Ю. Г.  
Шишкіна Ю. О.

## ОЦІНКА ПРУЖНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ХАРАКТЕРУ АНІЗОТРОПІЇ ГАРЯЧЕШТАМПОВАНИХ ПОРОШКОВИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

Алюмоматричні композити знаходять все більш широке застосування в автомобільній, авіаційній і аерокосмічній промисловості завдяки унікальному сполученню високої міцності і низької питомої ваги, високому модулю пружності, гарним триботехнічним характеристикам [1–3].

У якості зміцнюючої керамічної добавки до алюмінієвих сплавів найбільш часто використовуються SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC та TiB<sub>2</sub>. При цьому, автори [1] вважають, що серед відзначених добавок найбільш привабливим є карбід титану внаслідок його високих твердості і модуля пружності, низького питомої ваги. Параметри ґраток часток карбідів перехідних металів, особливо TiC, найбільшою мірою близькі до параметра ґраток твердого розчину алюмінію.

Зміцнюючі частки в алюмоматричні композити вводять, як правило, або шляхом механічного змішування з порошком алюмінію (при використанні методів порошкової металургії), або прямим введенням у розплав алюмінію з наступним його перемішуванням (у випадку застосування ливарного переділу) [1].

Однак такі методи не дозволяють повною мірою реалізувати можливості дисперсного зміцнення внаслідок незадовільної змочуваності часток карбиду титану алюмінієм через наявність на їх поверхні оксидних плівок.

Більш прийнятним при створенні таких матеріалів видається метод введення зміцнюючих фаз у розплав або порошкову суміш на основі алюмінію з використанням лігатур, зокрема – із системи Al-Ti-C, синтезованих у результаті *in-situ* реакції при термічному синтезі брикетів із суміші порошоків Al, Ti та вуглецю з наступною гарячою обробкою тиском спечених заготовок [3–7]. В той же час для забезпечення гомогенного розподілу часток зміцнюючої фази по об'єму виробу необхідна реалізація схем інтенсивної пластичної деформації на етапі підготовки порошкових сумішей або при наступній обробці тиском спечених заготовок [7–9].

Очевидно, що при однаковому вмісті зміцнюючих часток у матричному сплаві істотний вплив на властивості останнього буде складати ступінь конгломерированості цих часток (рівномірність їх розподілу в об'ємі), а також характер анізотропії, як правило, виникаючої після застосування методів додаткової обробки тиском спечених заготовок. Одним з ефективних методів опосередкованої оцінки відзначених структурних параметрів матеріалу є визначення характеристик пружності з використанням акустичних, зокрема імпульсних ультразвукових методів [10–11].

Метою даної роботи було дослідження впливу попередньої обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок та значення пружних характеристик у двох ортогональних площинах.

Для синтезу лігатури системи Al-Ti-C порошки алюмінію (20 %, мас.), титану (64 %) і вуглецю (16 %) змішували в барабанному змішувачі; з отриманої суміші під тиском 500 МПа пресували пористі брикети, а власне термічний синтез здійснювали в герметичній камері, заповненій технічно чистим аргоном, на печі непрямого індукційного нагрівання при температурі 900 °C протягом 1 години.

Брикети синтезованої лігатури розмелювали в планетарному млині протягом 5 хвилин до одержання порошку з максимальним розміром часток 80–100 мкм, який використовували як складову шихти для одержання алюмоматричних композитів.

Виготовлення вихідних заготовок для гарячого штампування експериментальних зразків композитів проводили за двома технологічними схемами.

За першою технологічною схемою порошки алюмінію і 15 % (мас.) лігатури змішували протягом однієї години в змішувачі типу «п'яна бочка». При використанні другої технологічної схеми порошки алюмінію і лігатури змішували в етиловому спирті в планетарному млині протягом 7,5 хв. Співвідношення маси порошку і розмелених куль складало 1:5.

Надалі для обох схем отриману порошкову шихту пресували під тиском 550 МПа, заготовки нагрівали у вертикальній лабораторній печі в аргоні до температури 600 °С на протязі 10–15 хв. і піддавали гарячому штампуванню на дугостаторному пресі в напівзакритому штампі.

В якості вихідних заготовок під штампування застосовували два види пресовок: циліндричну ( $\varnothing 41$  мм) та таку, що має форму порожнистого конуса з таким же діаметром при основі (рис. 1). Після штампування поковки мали форму плаского циліндра діаметром 43 мм з висотою  $\sim 9,5$  мм. Частину заготовок перед гарячим штампуванням спікали при температурі 600 °С в аргоні протягом 1-ї години.

Із отриманих поковок вирізали відповідні темплети для оцінки пружних характеристик композитів. Мікроструктуру отриманих лігатур і композитів досліджували за допомогою металографічного мікроскопу XJL-17AT та електронного мікроскопа Jeol Superpro-733. Травлення зразків проводили в 40 %-му розчині NaOH.



Рис. 1. Зовнішній вигляд заготовок під гаряче штампування за різними технологічними схемами

Таким чином, в якості зразків для оцінки пружних характеристик одержуваного матеріалу були використані поковки чотирьох типів, виготовлених за різними технологічними схемами, наведеними в табл. 1.

Для оцінки пружних характеристик і ступеня анізотропності матеріалу поковок, отриманих з використанням різних технологічних схем, використовувалися акустичні методи неруйнуючого контролю, що базуються на вимірі швидкості поширення пружної хвилі, а саме – метод радіоімпульсу з дискретною затримкою [11] з виміром швидкостей поширення і коефіцієнтів загасання пружних хвиль – подовжньої на частоті 5 МГц і поперечної – 1 МГц. При цьому приймалося до уваги, що швидкість поширення хвиль функціонально пов'язана з пружністю і щільністю матеріалу. Характеристики зазначених параметрів у різних площинах гарячештампованого зразка можуть служити якісним критерієм ступеня анізотропності отриманого матеріалу.

Таблиця 1

Технологічні схеми виготовлення зразків

№	Метод змішування	Форма вихідної заготовки	Наявність попереднього спікання заготовок
1	Змішувач типу «п'яна бочка»	Циліндр	Без спікання
2	Планетарний млин	Циліндр	Без спікання
3	Планетарний млин	Порожнистий конус	Без спікання
4	Планетарний млин	Циліндр	Спікання при 600 °С

При виборі моделі зв'язку між вимірюваними в процесі експерименту параметрами і характеристиками пружності була прийнята гіпотеза про трансверсальну ізотропію матеріалу. Трансверсально-ізотропні середовища характеризуються сталістю властивостей у різних напрямках тільки в площинах, орієнтованих певним чином (площини ізотропії). В інших напрямках середовища, зокрема – у напрямку, перпендикулярному до площини ізотропії, ці властивості мають інші значення [12–13]. У випадку трансверсально-ізотропного середовища стан матеріалу описують п'ятьма характеристиками пружності і, відповідно, п'ятьма швидкостями поширення пружних хвиль. Якщо направити вісь  $X$  перпендикулярно площини пластини (у напрямку прикладання навантаження при штампуванні), а напрямки по осях  $Y$  та  $Z$  вважати рівноправними, то в їх число увійдуть хвилі, що зв'язані з напрямком штампування (вісь  $X$ ) таким чином (рис. 2): у напрямку осі  $X$  можуть поширюватися подовжня  $V_{xx}$  і поперечні ( $V_{yx}$  і  $V_{zx}$ ) пружні хвилі; у будь-якому напрямку, перпендикулярному осі  $X$ , можуть поширюватися подовжня  $V_{yy} = V_{zz}$  і дві поперечні  $V_{yz} = V_{zy}$  і  $V_{yx} = V_{zx}$  пружні хвилі (перший індекс вказує на напрямок поширення хвилі імпульсу, а другий – напрямок поляризації хвилі).

Тоді зв'язок між вимірюваними в процесі експерименту швидкостями поширення пружних хвиль  $V_{ij}$ , щільністю  $\rho$  і відповідними характеристиками пружності  $C_{ij}$  буде мати вид [12–13]:

$$C_{xx} = \rho(V_{xx})^2; \quad C_{xy} = C_{xz} = \rho(V_{xy})^2; \quad C_{yy} = C_{zz} = \rho(V_{yy})^2; \quad C_{yz} = \rho(V_{yz})^2; \quad C_{yx} = \rho(V_{yx})^2. \quad (1)$$

Для визначення характеристик пружності із залежності (1) із поковок відповідного варіанту технологічної схеми їх виготовлення вирізували прямокутні паралелепіпеди висотою ~6 мм та поперечних розмірів ~28,0 мм, які піддавали прозвучуванню в двох перпендикулярних напрямках (рис. 3).

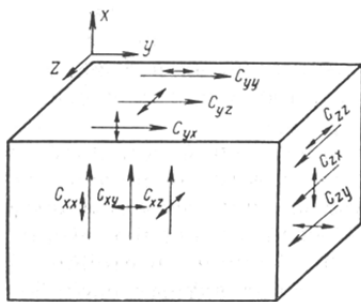


Рис. 2. Геометрія розповсюдження акустичних хвиль в трансверсально-ізотропному середовищі

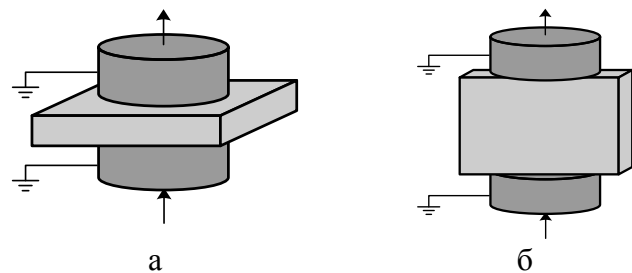


Рис. 3. Схеми прозвучування зразків у різних напрямках:

а – у напрямку паралельному до зусилля штампування; б – у перпендикулярному напрямку

Мікроструктура зразків із суміші порошків алюмінію і лігатури після гарячого штампування пористих заготовок переважно характеризується наявністю чітко виражених двох фаз: основою є матриця з алюмінію, у якій розподілена зміцнююча фаза, що представляє собою агломерати дисперсних часток карбідів титана розміром 1,0–2,5 мкм (рис. 4).

Порівняльний аналіз мікроструктур гарячештампованих зразків, отриманих при змішуванні компонентів шихти у змішувачі типу «п'яна бочка» та розмелі в планетарному млині, показав, що в структурі матеріалів першої групи спостерігається значне агломерування часток лігатурної складової (рис. 4, а, б), тоді як у випадку розмелу суміші в планетарному млині (рис. 4, в, г) частки карбідної фази розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно.

При цьому матеріали, отримані гарячим штампуванням з неспечених заготовок, мають більш яскраво виражену текстуру, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладання зусилля штампування (рис. 5, а), тоді як ступінь анізотропності матеріалів, отриманих зі спечених заготовок, істотно більш низька (рис. 5, б). Звертає на себе увага істотна різниця характеру розподілу карбідної складової в композитах, отриманих зі спечених і неспечених заготовок: якщо в матеріалі, отриманому з неспечених заготовок, карбідні конгломерати розташовані головним чином у вигляді

тонких прошарків по границях витягнутих у поперечному напрямку часток матричної фази, то у випадку використання спечених вихідних заготовок частки карбідної фази розподілені по поверхні шліфа більш рівномірно.

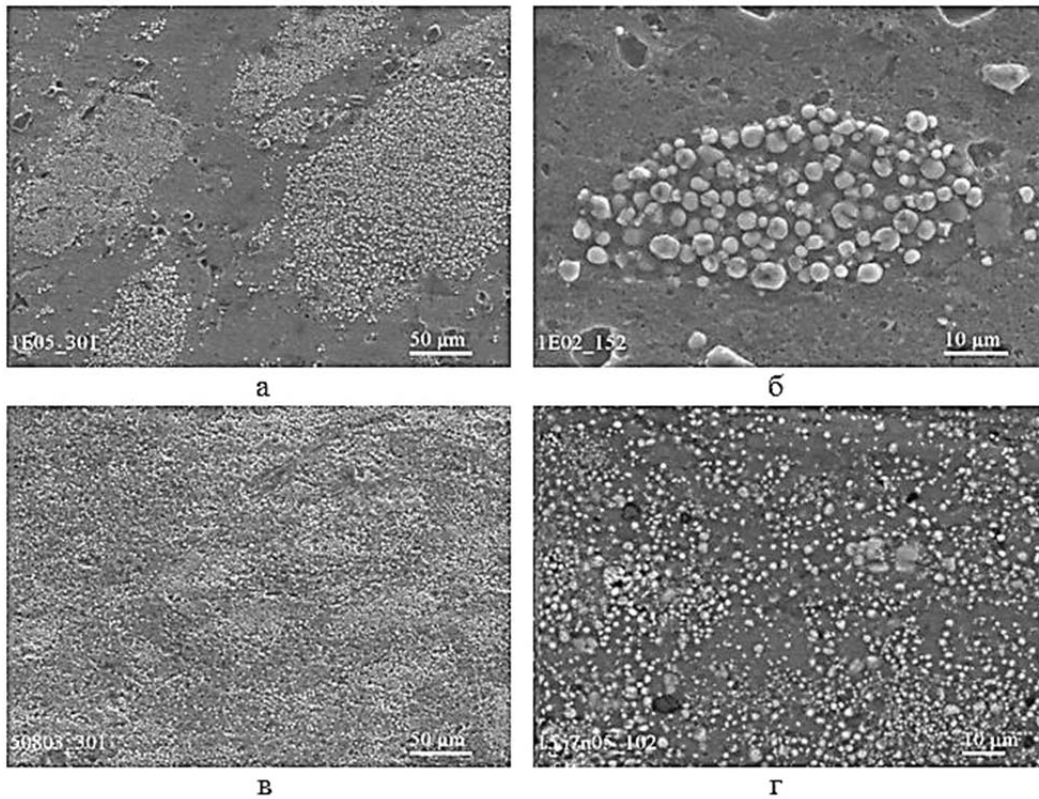


Рис. 4. СЕМ зображення гарячештапованих композитів, отриманих із порошкових сумішей змішуванням у «п'яній бочці» (а, б) та в планетарному млині (в, г)

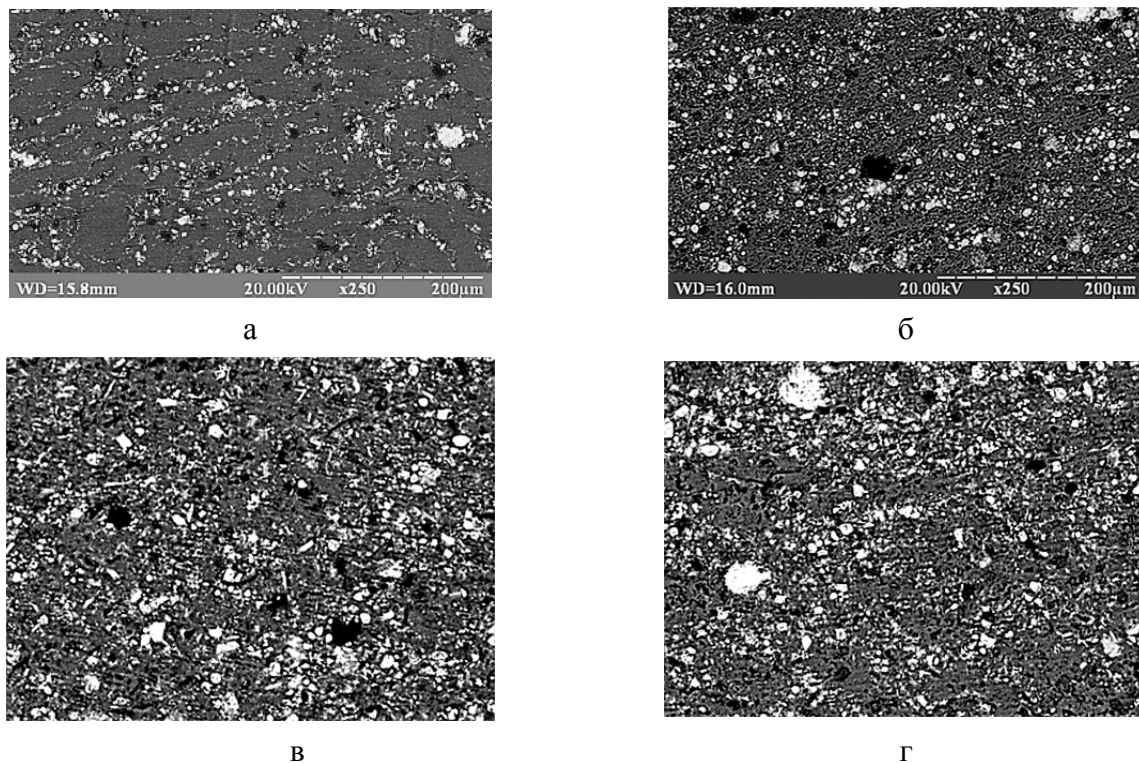


Рис. 5. Мікроструктура поковок, отриманих після гарячого штампування циліндричних (а, б) і конічних (в, г) неспечених (а, в) та спечених (б, г) заготовок

При штампуванні конічних заготовок, схема напружено-деформованого стану яких характеризується більшими значеннями градієнтів тензорів швидкостей деформацій, вплив спікання на характер міжзеренних ділянок структури композита (рис. 5, в, г) у значній мірі нівелюється. Орієнтація траєкторій плину матеріалу в цьому випадку вказує на наявність у процесі штампування значних градієнтів деформацій зсуву (області вихрового плину) (рис. 5, в, г) у порівнянні зі штампуванням циліндричних зразків (рис. 5, а, б).

Результати прозвучування зразків отриманих композитів з використанням імпульсних ультразвукових дозволили оцінити значення швидкостей розповсюдження поздовжніх та поперечних пружних хвиль в двох ортогональних площинах (паралельній та перпендикулярній до напрямку штампування) та розрахувати з використанням залежностей (1) відповідні характеристики пружності (рис. 6).

Як можна бачити з рис. 6, помітна структурна анізотропія (рис. 5) гарячештапованих зразків проявляється також і в пружних характеристиках останніх в різних напрямках: величини як нормального модуля пружності (рис. 6, а), так і модуля зсуву (рис. 6, б) в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні ( $C_{yy}$  та  $C_{yx}$ ), на 12–15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування ( $C_{xx}$  та  $C_{xy}$ ).

Відмічений ефект, обумовлений особливостями анізотропії гарячештапованих зразків, яка проявляється в тому, що конгломерати карбїду титану, який має суттєво вищий модуль пружності (~494 ГПа [14]) у порівнянні з матричною фазою алюмінію (66–70 ГПа [15]), витягнуті головним чином в поперечному напрямку та формують, таким чином, своєрідні «звуківі доріжки» в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні. Така структура найбільш характерна для зразків, отриманих із циліндричних заготовок (рис. 5, а, б), що і забезпечує вищі значення модуля пружності для таких зразків (№ 2), у порівнянні із зразками, отриманими з конічних заготовок (№ 3).

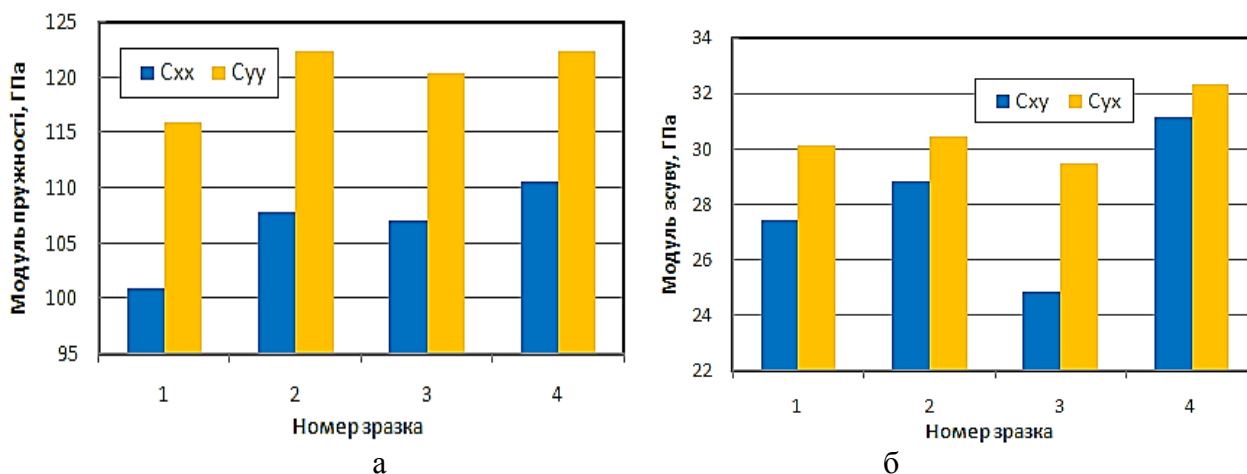


Рис. 6. Характеристики пружності для зразків, отриманих з використанням різних технологічних схем

В структурі заготовок, відштапованих із заготовок конічної форми (рис. 5, в), анізотропія проявляється меншою мірою і частки карбїдної фази розподілені по поверхні шліфа більш рівномірно, що обумовлює і дещо менші значення модуля пружності для зразків цієї серії (№ 3).

Попереднє спікання заготовок під штампування (зразок № 4) незначно впливає на характеристики пружності гарячештапованих матеріалів.

Порівняння величин модулів пружності для зразків, отриманих із вихідних порошкових сумішей (№ 1) та сумішей після їх механоактивації в планетарному млині (№ 2–4), показало, що значення модулі пружності для останніх помітно вищі як в поздовжньому, так і поперечному напрямках (рис. 6, а). Це пояснюється суттєвою відмінністю структури композиту,



отриманого із необробленої шихти, яка відзначається значним агломеруванням часток лігатурної складової (рис. 4, а, б) у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої в планетарному млині шихти, частки карбідної фази якої розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно (рис. 4, в, г).

Слід відзначити, що, незважаючи на технологічну схему виготовлення (із розглянутих вище), характеристики пружності досліджуваних алюмоматричних композитів перевищують модуль Юнга алюмінію на 40–70 % (в залежності від напрямку прозвучування), а відповідні характеристики модулю зсуву вищі на 8–15 %.

Нарівні із пружними характеристиками одним з параметрів, що опосередковано характеризує якість міжчасткових контактів та однорідність структури матеріалу, є характер затухання сигналу імпульсу при проходженні ним зразка. Проходячи через середовище, ультразвукова хвиля зазнає затухання і амплітуда коливань у плоскій хвилі зменшується з відстанню по експонентному закону:

$$A = A_0 \exp(-ax),$$

де  $a$  – коефіцієнт затухання.

Затухання ультразвуку визначається по зменшенню інтенсивності ультразвукової хвилі. В разі використання імпульсних методів аналізу у досліджуване середовище посилається короткий ультразвуковий імпульс і вимірюється час пробігу, що витрачає ультразвук на проходження деякої відстані  $S$ . Порівнюючи величину амплітуди двох послідовних відбитих імпульсів на екрані осцилографа (рис. 7, а), можна визначити коефіцієнт затухання ультразвукової хвилі в даному матеріалі.

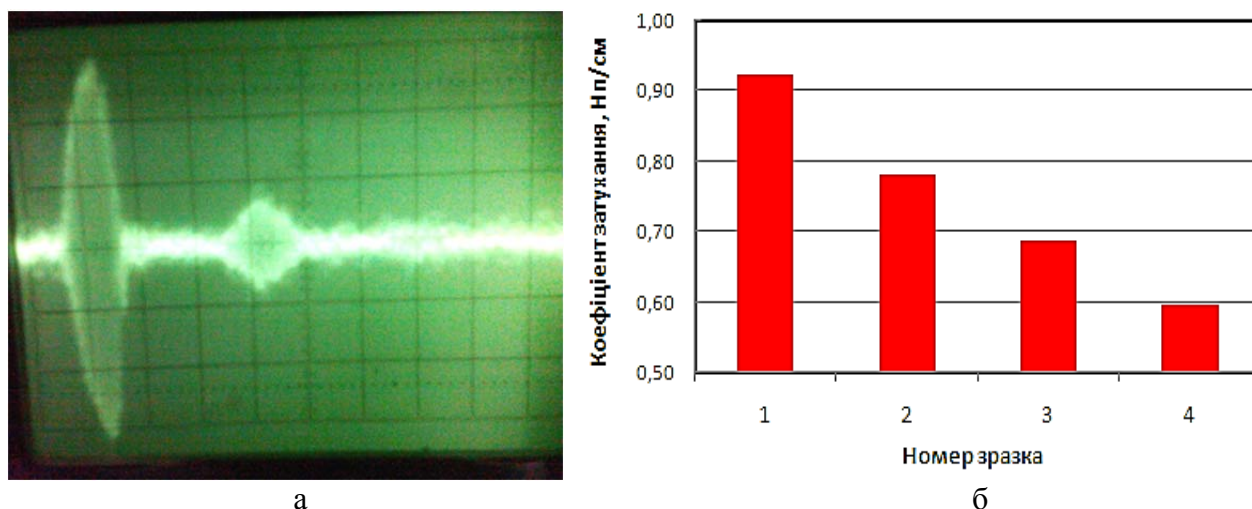


Рис. 7. Вигляд осцилограми для визначення характеру затухання за величиною амплітуд двох послідовних відбитих імпульсів (а) та коефіцієнти затухання для зразків, отриманих з використанням різних технологічних схем (б)

Як можна бачити з рис. 7, б, найбільшим значенням коефіцієнту затухання характеризується композит № 1, виготовлений із шихти, що не піддавалася розмелу. Розмелювання вихідної шихти в планетарному млині (зразок № 2) та застосування схеми штампування за наявності значних градієнтів деформацій зсуву (області вихрового плинину) (при використанні вихідних заготовок у вигляді порожнистого конуса, зразок № 3) у порівнянні зі штампуванням циліндричних зразків призводить до суттєвого зменшення ступеня агломерування часток зміцнюючої фази, що викликає, нарівні із підвищенням модуля пружності, помітне зменшення коефіцієнта затухання. Використання попереднього спікання заготовок перед гарячим штампуванням (зразок № 4) також сприяє зменшенню коефіцієнта затухання внаслідок поліпшення умов міжчасткового зрощування при спіканні [16].

## ВИСНОВКИ

Матеріали, отримані гарячим штампуванням, відзначаються помітною анізотропністю, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладанню зусилля штампування. При цьому, ступінь анізотропності матеріалів, отриманих зі неспечених заготовок, помітно вища у порівнянні із гарячештампованими спеченими композитами.

Структурна анізотропія гарячештампованих зразків проявляється в пружних характеристиках останніх в різних напрямках: величини як нормального модуля пружності, так і модуля зсуву в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні, на 12–15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування.

Порівняння величин модулів пружності для зразків, отриманих із вихідних (необроблених) порошкових сумішей та сумішей після їх механоактивації в планетарному млині, показало, що значення модуля пружності для останніх помітно вищі як в поздовжньому, так і поперечному напрямках, що пояснюється суттєвою відмінністю структури композиту, отриманого із необробленої шихти, яка відзначається значним агломеруванням часток лігатурної складової у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої шихти, частки карбідної фази якої розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно.

Для всіх розглянутих технологічних схем виготовлення характеристики пружності досліджуваних алюмоматричних композитів перевищують модуль Юнга алюмінію на 40–70 % (в залежності від напрямку прозвучування), а відповідні характеристики модулю зсуву вище на 8–15 %.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Torralba J. M. *P/M aluminum matrix composites: an overview* / J. M. Torralba, C. E. da Costa, F. Velasco // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 133. – P. 203–206.
2. Tong X. C. *Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites* / X. C. Tong, A. K. Gosh // *Journal of Materials Science*. – 2001. – Vol. 36. – P. 4059–4069.
3. Kennedy A. R. *Reaction in Al-TiC metal matrix composites* / A. R. Kennedy, D. P. Weston, M. I. Jones // *Materials Science and Engineering A*. – 2001. – Vol. 316. – P. 32–38.
4. Влияние содержания углерода на формирование структуры порошковой лигатуры системы Al-Ti-C в процессе реакционного синтеза / Шишкина Ю. А., Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Тихонова И. Б. // *Порошковая металлургия*. – 2013. – № 3/4. – С. 48–56.
5. Selcuk C. *Al-TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders* / C. Selcuk, A. R. Kennedy // *Materials Letters*. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364–3366.
6. *Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al-Ti-C elemental powders* / Song M. S., Huang B., Zhang M. X., Li J. G. // *Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27. – P. 584–589.
7. *Effect of Alloying on the Structure and Mechanical Properties of Hot-Forged Aluminum-Matrix Powder Composites Al-Ti-C* / Shishkina Yu. O., Baglyuk G. A., Mamonova A. A., Verbilo D. G. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. – Vol. 54, No. 5. – P. 266–273.
8. Баглюк Г. А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов / Г. А. Баглюк // *Обработка материалов давлением* : сб. науч. трудов. – 2011. – № 1 (26). – Краматорск : ДГМА, 2011. – С. 139–145.
9. Bagliuk G. *The influence of severe plastic deformation on structure and properties of of aluminum matrix composites* / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // *Euro PM 2014 Congress Proceedings*. – 21–24 September 2014. – Messezentrum Salzburg, Austria. – P. 21–24.
10. *Неразрушающий контроль и диагностика* : справочник / Под ред. В. В. Клюева. – М. : Машиностроение, 2003. – 656 с.
11. Безмянний Ю. Г. *Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою* / Ю. Г. Безмянний // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2007. – № 4. – С. 53–65.
12. Александров К. С. *Анизотропия упругих свойств минералов и горных пород* / К. С. Александров, Г. Т. Продайвода. – Новосибирск : СО РАН, 2000. – 353 с.
13. Дьелесан Э. *Упругие волны в твердых телах* / Э. Дьелесан, Д. Руайе. – М. : Наука, 1982. – 424 с.
14. Купарисов С. С. *Карбид титана: получение, свойства, применение* / С. С. Купарисов, Ю. В. Левинский, А. П. Петров. – М., 1987. – 216 с.

15. *Металловедение алюминия и его сплавов : Спр. изд. / А. И. Беляев, О. С. Бочвар, Н. Н. Буйнов и др. — М. : Металлургия, 1983. — 280 с.*

16. *Дорофеев В. Ю. Межчастичное сраствивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов / В. Ю. Дорофеев, С. Н. Егоров. — М. : Metallurgizdat, 2003. — 152 с.*

## REFERENCES

1. *Torralba J. M. P/M aluminum matrix composites: an overview / J. M. Torralba, C. E. da Costa, F. Velasco // Journal of Materials Processing Technology. — 2003. — Vol. 133. — P. 203–206.*

2. *Tong X. C. Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites / X. C. Tong, A. K. Gosh // Journal of Materials Science. — 2001. — Vol. 36. — P. 4059–4069.*

3. *Kennedy A. R. Reaction in Al–TiC metal matrix composites / A. R. Kennedy, D. P. Weston, M. I. Jones // Materials Science and Engineering A. — 2001. — Vol. 316. — P. 32–38.*

4. *Vlijanie sodержaniya ugleroda na formirovanie struktury poroshkovej ligatury sistemy Al–Ti–C v processe reakcionnogo sinteza / Shishkina Ju. A., Baglyuk G. A., Mamonova A. A., Tihonova I. B. // Poroshkovaja metallurgija. — 2013. — № 3/4. — S. 48–56.*

5. *Selcuk C. Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders / C. Selcuk, A. R. Kennedy // Materials Letters. — 2006. — Vol. 60. — P. 3364–3366.*

6. *Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al–Ti–C elemental powders / Song M. S., Huang B., Zhang M. X., Li J. G. // Journal of Refractory Metals & Hard Materials. — 2009. — Vol. 27. — P. 584–589.*

7. *Effect of Alloying on the Structure and Mechanical Properties of Hot-Forged Aluminum-Matrix Powder Composites Al–Ti–C / Shishkina Yu. O., Baglyuk G. A., Mamonova A. A., Verbilo D. G. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. — 2015. — Vol. 54, No. 5. — P. 266–273.*

8. *Baglyuk G. A. Vlijanie deformacionnyh parametrov na strukturu i svojstva gorjacheshtampovannyh poroshkovykh materialov / G. A. Baglyuk // Obrabotka materialov davleniem : sb. nauch. trudov. — 2011. — № 1 (26). — Kramatorsk : DGMA, 2011. — S. 139–145.*

9. *Bagliuk G. The influence of severe plastic deformation on structure and properties of of aluminum matrix composites / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // Euro PM 2014 Congress Proceedings. — 21–24 September 2014. — Messezentrum Salzburg, Austria. — P. 21–24.*

10. *Nerazrushajushhij kontrol' i diagnostika : spravochnik / Pod red. V. V. Kljueva. — M. : Mashinostro-enie, 2003. — 656 s.*

11. *Bezimyannij Ju. G. Akustichnij kontrol' materialiv z rozvinituju mezostrukturoju / Ju. G. Bezimyannij // Fiziko-himichna mehanika materialiv. — 2007. — № 4. — S. 53–65.*

12. *Aleksandrov K. S. Anizotropija uprugih svojstv mineralov i gornyh porod / K. S. Aleksandrov, G. T. Prodajvoda. — Novosibirsk : SO RAN, 2000. — 353 s.*

13. *D'elesan Je. Uprugie volny v tverdyh telah / Je. D'elesan, D. Ruaje. — M. : Nauka, 1982. — 424 s.*

14. *Kiparisov S. S. Karbid titana: poluchenie, svojstva, primenenie / S. S. Kiparisov, Ju. V. Levinskij, A. P. Petrov. — M., 1987. — 216 s.*

15. *Metallovedenie aljuminija i ego splavov : Spr. izd. / A. I. Beljaev, O. S. Bochvar, N. N. Bujnov i dr. — M. : Metallurgija, 1983. — 280 s.*

16. *Dorofeev V. Ju. Mezchastichnoe srashhivanie pri formirovanii poroshkovykh gorjachedeformirovan-nyh materialov / V. Ju. Dorofeev, S. N. Egorov. — M. : Metallurgizdat, 2003. — 152 s.*

Баглюк Г. А. — д-р техн. наук, зам. дир. ІПМ НАН України;

Безимьянний Ю. Г. — д-р техн. наук, ст. наук. співроб., зав. від. ІПМ НАН України;

Шишкіна Ю. О. — мол. наук. співроб. ІПМ НАН України.

ІПМ НАН України — Інститут проблем матеріалознавства імені І. М. Францевича Національної академії наук України, м. Київ.

E-mail: gbag@rambler.ru; bezimyni@i.com.ua; dep36@ipms.kiev.ua

Стаття надійшла до редакції 21.10.2017 р.