

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. Францевича

Кваліфікаційна наукова праця  
на правах рукопису

**Шишкіна Юлія Олександрівна**

УДК 621.762.8

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**ВДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ  
АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Al-TiC  
МЕТОДАМИ ТЕРМІЧНОГО СИНТЕЗУ ТА ГАРЯЧОГО  
ШТАМПУВАННЯ**

Спеціальність 05.16.06 – «Порошкова металургія і композиційні матеріали»  
Технічні науки (13 Механічна інженерія)

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,  
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ Ю. О. Шишкіна  
(підпис, ініціали та прізвище здобувача)

Науковий керівник: **Баглюк Геннадій Анатолійович**, д.т.н., с.н.с.

## АНОТАЦІЯ

**Шишкіна Ю.О. Вдосконалення процесів отримання алюмоматричних композитів на основі системи Al-TiC методами термічного синтезу та гарячого штампування.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.06 «Порошковая металлургия и композиционные материалы» (13 Механическая инженерия). – Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, 2018.

Робота присвячена вирішенню актуальної науково-технічної задачі розробки та удосконалення технологічних процесів виготовлення алюмоматричних композитів функціонального призначення. У зв'язку з чим проведено аналіз впливу технологічних схем та режимів отримання матеріалів на особливості їх структуроутворення та основні фізико-механічні і експлуатаційні властивості.

В роботі на основі суміші порошків алюмінію, титану та вуглецю, отримані карбидовміщуючі лігатури та встановлено вплив компонентного складу вихідної шихти на особливості структури та фазовий склад термічно синтезованої лігатури.

Розроблено технологічну схему виготовлення алюмоматричних композитів, зміцнених порошковою лігатурою системи Al-Ti-C, методом гарячого штампування, досліджено закономірності процесів їх структуроутворення в об'ємі консолідованих заготовок, фізико-механічні, триботехнічні властивості та корозійну стійкість.

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Вперше встановлено вплив компонентного складу вихідної шихти на особливості структури та фазовий склад термічно синтезованої лігатури системи Al-C-Ti. Показано, що в разі використання шихти із стехіометричним по відношенню до титану вмістом вуглецю переважною зміцнюючою фазою

сплаву є карбід титану, тоді як в зразках з мінімальним вмістом графіту (6 %) і високим вмістом алюмінію (40 %) у структурі синтезованого матеріалу переважають разорієнтовані витягнуті голкоподібні зерна складних карбідів титану. Найбільшою дисперсністю часток зміцнюючої фази характеризується сплав, синтезований із суміші стехіометричного складу 20Al-16C-64Ti (% мас.).

2. Вперше встановлено вплив компонентного складу порошкової суміші «карбідовміщуюча лігатура – алюміній» та режимів підготовки шихти на структуру та основні механічні властивості гарячештапованих композитів системи Al-TiC. Показано, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у вихідній шихті як твердість, так і характеристики міцності зразків монотонно зростають, а показники пластичності закономірно зменшуються. Значне подрібнення конгломератів твердої фази в шихті відбувається при використанні енергонасичених режимів розмелу суміші, що призводить до забезпечення характеристик міцності та твердості композитів, які на 15-30 % перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана простим механічним змішуванням.

3. Запропонована нова схема деформування пористих заготовок при їх об'ємному штампуванні та встановлено вплив схеми штампування на структуру і властивості гарячештапованих композитів. Показано, що як твердість, так і міцність матеріалів, отриманих із використанням схем деформації при штампуванні, що реалізують підвищений рівень деформацій зсуву, на 15-20 % перевищує аналогічні характеристики матеріалів, виготовлених шляхом штампування заготовок осаджуванням в закритому штампі. Відзначено, що структура гарячештапованих зразків з алюмоматричних композитів відрізняється наявністю помітної текстурованості, ступінь якої зростає при використанні схем деформації, що забезпечують найбільший рівень деформацій зсуву.

4. З використанням акустичних методів неруйнуючого контролю проведена оцінка ступеня структурної анізотропії гарячештапованих

алюмоматричних композитів та пружних характеристик зразків, виготовлених з використанням різних технологічних схем. Вперше показано, що 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 композиту в площині, паралельній напрямку деформування

Результати виконання комплексних теоретичних та експериментальних досліджень знайшли практичне застосування в технологічних процесах виготовлення ряду деталей автомобільного та авіаційного машинобудування, зокрема - поршня автомобільного компресора КПА-1, заготовки пера лопатки вентилятора авіаційного двигуна, тощо.

**Ключові слова:** лігатура, карбід титану, термічний синтез, алюмоматричний композиційний матеріал, гаряче штампування, міцність, твердість, зносостійкість, корозійна стійкість.

## SUMMARY

**Shishkina Yu.O. Improvement of the processes of obtaining aluminum-based composites based on the Al-TiC system by the methods of thermal synthesis and hot forging.** – The qualification scientific work presented as a manuscript.

The thesis for candidate degree of technical science on specialty 05.16.06 – «Powder metallurgy and composite materials» (13 Mechanical engineering). – Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences, NAS of Ukraine, Kyiv, 2018

The work is devoted to the solution of the actual scientific and technical problem of development and improvement of technological processes for the production of aluminosar composites of functional purpose. In connection with this, the analysis of the influence of technological schemes and modes of obtaining materials on the peculiarities of their structure formation and basic physical, mechanical and operational properties have been carried out.

The presence of TiC and titanium-aluminum complex carbides (ternary carbides) were determined after thermal synthesis. The predominant strengthening phase in specimens with high carbon content (10 ÷ 13%) is titanium carbide, in samples with minimal carbon content (6%) and relatively high aluminum content (40%) in the structure of the synthesized material predominant disordered elongated needle-like grains of complex ternary titanium-aluminum carbides.

For the production of aluminosar matrix composites, three compositions of the ligatures - 20Al-16C-64Ti (% wt.) With the maximum carbon content are selected, which is characterized by the finest fineness of the titanium carbide particles formed after synthesis and their largest lattice parameter, 40Al-6C-54Ti (% wt.) and 45Al-11C-44Ti (% wt.) with a maximum content of aluminum and with different titanium and carbon ratios, to determine the effect of the composition of the ligature on the mechanical properties of hot stamped aluminosar composite materials.

A technological scheme for the production of aluminum matrix composites by the method of hot stamping is developed, the regularities of the processes of their structure formation in the volume of consolidated billets, physical and mechanical properties, tribotechnical properties and corrosion resistance have been investigated. It is shown that with increasing content of the ligature component in the initial charge, both hardness and strength characteristics of the specimens increase monotonously, and the parameters of plasticity naturally decrease.

The results of complex tribotechnical tests of hot stamped aluminosar composites showed that the best characteristics are composites of 15% carbidothitium ligature with 5 to 6% copper additives, which provide almost 2 times the wear resistance at a stable friction coefficient (0,3 ÷ 0,45) in comparison with composites, the matrix phase of which copper is not doped.

Investigation of the corrosion resistance of the obtained materials in a 3.5% solution of NaCl showed that their corrosion resistance is 1 point (absolutely stable), which significantly exceeds the corrosion resistance of aluminum and one of the most widely used aluminum alloys 1160.

The results of complex theoretical and experimental researches were found to be practical application in the technological processes of manufacturing a number of parts of automotive and aviation engineering, in particular - the piston of the automotive compressor, the work of the blade of the fan of the aircraft engine, etc.

**Key words:** master alloy, titanium carbide, thermal synthesis, compositee, hot forging, strength, hardness, wear resistance, corrosion resistance.

**СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:*****Статті:***

1. Баглюк, Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина** // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С. 36-43. *Особистий внесок здобувача:* аналіз сучасних тенденцій в отриманні алюмоматричних композиційних матеріалів.
2. **Shishkina, Y.** Specific features of structure formation in Al-Ti-C powder master alloys after thermal synthesis [Текст] / Y. Shishkina, G. Baglyuk, A. Mamonova, I. Tihonova // International Scientific Journal «Machines. Technologies. Materials». – 2012. – Vol. 12. – P. 45-49. *Особистий внесок здобувача:* дослідження структури та фазового складу лігатури після термічного синтезу, аналіз мікроструктури, кривих ДТА та дифрактограм.
3. Баглюк, Г. А. Влияние углерода и алюминия на формирование структуры порошковой лигатуры системы Al-Ti-C в процессе реакционного синтеза [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова// Порошковая металлургия. – 2013. – № 3/4. – С. 48-56. *Особистий внесок здобувача:* визначення впливу вмісту компонентів шихти на фазовий склад та структуру лігатури системи Al-Ti-C після термічного синтезу.
4. Богачева А.Г. Получение и свойства дисперсно-упрочненных легких сплавов [Текст] / А.Г. Богачева, Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина** // Технологические системы. – 2013. – № 6 (64). – С. 23-38. *Особистий внесок здобувача:* аналіз сучасних тенденцій в отриманні алюмоматричних композиційних матеріалів.
5. **Шишкина, Ю.О.** Влияние метода легування на структуру та механічні властивості гарячештампованих порошковых алюмоматричных композитів системи Al-Ti-C [Текст] / Ю.О. Шишкина, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Д.Г. Вербіло // Порошковая металлургия. – 2015. – № 5/6. – С. 20-29. *Особистий внесок здобувача:* методом гарячого штампування з використанням

синтезованих лігатур отримані алюмоматричні композиційні матеріали з карбідотитановою зміцнюючою фазою, досліджено їх структуру та вплив вмісту зміцнюючої фази на твердість на основні механічні властивості, в залежності від відсоткового вмісту лігатури у композиті та способу приготування шихти.

6. **Шишкіна, Ю.А.** Влияние схемы деформации на структуру и свойства горячештампованных алюмоматричных композитов [Текст] / Ю.А. Шишкіна, Г.А. Баглюк, В.С. Курихин, Д.Г. Вербило // Порошковая металлургия. – 2016. – № 1/2. – С. 9-17. *Особистий внесок здобувача:* досліджено особливості структури та механічних властивостей металоматричних композитів, отриманих гарячим штампуванням із заготовок конічної та циліндричної форми
7. Баглюк, Г. А. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості горячештампованих порошкових алюмоматричних композитів [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.Г. Безимьянний, А.Н. Колесніков, О.В. Талько, **Ю.О. Шишкіна** // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Луцьк, 2016. – Вип. 54. – С. 20-27. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив попередньої обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок, визначення характеристик пружності отриманих композитів та сформульовано висновки.
8. **Шишкіна, Ю.А.** Получение карбидосодержащей лигатуры системы Al-Ti-C методом термического синтеза [Текст] / Ю.О. Шишкіна, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, М.Е. Головова, И.Б. Тихонова // Керамика: наука и жизнь. – 2016. – № 2 (31). – С. 52-65. *Особистий внесок здобувача:* проведення термодинамічного аналізу для встановлення умов синтезу карбідної фази у системі Al-Ti C, дослідження вплив вмісту компонентів шихти (Al, Ti та C) та температури синтезу на фазовий склад лігатури, що отримують, визначення оптимальної температури для синтезу карбіду титану в системі Al-Ti-C; обробка та аналіз результатів.



9. **Shishkina, Yu.** Surface roughness evaluation of aluminum matrix composites after dry sliding wear tests [Текст] / Yu. Shishkina, G. Bagliuk // International Scientific Journal «Machines. Technologies. Materials». – 2016. – Vol № 6. – P. 7-10. *Особистий внесок здобувача:* дослідження трибологічних властивостей зразків, побудування графіків залежності зміни масового зносу та коефіцієнту тертя від прикладеного навантаження та швидкості випробувань, дослідження поверхні зразків після випробувань на тертя, визначення механізму зношування.

***Матеріали конференцій:***

10. **Шишкина, Ю.А.** Особенности структурообразования при термическом синтезе порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкина // Тезисы доклада XVIII Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов». – Самара, Россия. – Июль 2-4, 2012. – С. 137. *Особистий внесок здобувача:* підготування зразків для термічного синтезу, аналіз мікроструктури та отриманих дифрактограм.
11. Баглюк, Г.А. Реакционный синтез и микроструктура лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / **Ю.А. Шишкина**, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова // Міжнародної науково-практичної конференції «Інноваційні ресурсозбережні матеріали та зміцнювальні технології». – Маріуполь 2012. – Черввень 6-8, 2012. – С. 44-45. *Особистий внесок здобувача:* оптимізація режимів синтезу, аналіз мікроструктур зразків з різним вмістом алюмінію та вуглецю після синтезу.
12. **Шишкина, Ю.А.** Влияние содержания углерода на фазовый состав порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкина, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова // Тезисы докладов «Порошковая металлургия: ее сегодня и завтра». – Киев. – Ноябрь 27-30, 2012. – С. 175. *Особистий внесок здобувача:* встановлення впливу вмісту вуглецю у вихідній шихті на фазових склад лігатури системи Al-Ti-C.
13. **Шишкина, Ю.А.** Реакционный синтез и микроструктура порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкина // IX Российская

- ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физикохимия и технология неорганических материалов». – ИМЕТ РАН, Москва. – Октябрь 23-26, 2012. – С. 355-357. *Особистий внесок здобувача*: отримання лігатури системи Al-Ti-C, аналіз даних електронної мікроскопії та мікроспектрального аналізу.
14. **Шишкіна, Ю.А.** Влияние температуры синтеза на фазовый состав лигатуры системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкіна // Сборник материалов всероссийская молодежная научная конференция с международным участием «Инновации в материаловедении». – Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва. – Июнь 3-5, 2013. – С. 377. *Особистий внесок здобувача*: встановлення впливу температури синтезу на фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C.
15. Bagliuk, G. Structure formation at sintering of Al-Ti-C metal matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // Euro PM2013 Congress & Exhibition. – Gothenburg, Sweden. – September 15-18, 2013. – С. 125-130. *Особистий внесок здобувача*: приготування зразків, дослідження особливостей їх структуроутворення.
16. **Шишкіна, Ю.О.** Формування структури та властивостей порошкових алюмоматричних композитів в процесі гарячої гвинтової екструзії [Текст] / Ю.О. Шишкіна, В.С. Куріхін, П.В. Майстер, М.О. Плигань, Г.А. Баглюк // Тези доповідей загально університетської науково-технічної конференції молодих вчених та студентів, присвяченої дню Науки. – Київ. – 2014. – С. 76-77. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, виготовлення шліфів, дослідження мікроструктури.
17. Bagliuk, G. Hot forging of P/M metal matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, V. Kurikhin, D. Goncharuk, **Yu. Shishkina** // Book of abstracts «Advanced forming technologies and nanostructured materials». – Poznan-Wasowo, Poland. – Vol. 2. – June 6, 2014. – P. 20-21. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші

вихідних порошків для отримання композитів, дослідження основних фізико-механічних властивостей зразків.

18. Баглюк, Г.А. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства порошковых алюмоматричных композитов [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, В.С. Курихин // Материалы 11-й международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка». – Минск, Беларусь. – Май 28-30, 2014. – С. 44-48. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, аналіз розподілу твердості по перерізу заготовку після кожного з проходів після гвинтової екструзії, розрахунок залишкової поруватості.
19. Bagliuk, G. Reaction sintering of Al-Ti-C system cermets [Текст] / G. Bagliuk, **Yu. Shishkina** // Book of abstracts «International conference on sintering 2014». – Dresden, Germany. – August 24-28, 2014. – P. 224-225. *Особистий внесок здобувача*: дослідження особливостей впливу вихідного складу порошку на здатність до утворення карбіду титану під час синтезу за обраною температурою.
20. Баглюк, Г.А. Горячая штамповка алюмоматричных композиционных материалов [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, В.С. Курихин, М.Е. Головова // XI International congress «Machines, technologies, materials». – Varna, Bulgaria. – September 17-20, 2014. – Vol №2. – P. 14-17. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів.
21. Bagliuk, G. The influence of severe plastic deformation on structure and properties of aluminum matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // Euro PM2014 Congress & Exhibition. – Salzburg, Austria. – September 21-24, 2014. – С. 21-24. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів,
22. **Шишкина, Ю.А.** Структура и свойства горячештампованных многокомпонентных композитов на основе алюминия [Текст] / Ю.А.

Шишкіна // XI Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». – ИМЕТ РАН, Москва. – Октябрь 16-19, 2014. – С. 98-100.

*Особистий внесок здобувача:* підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, підготовка шліфів, дослідження їх структури та міцнісних характеристик.

23. **Шишкіна Ю.О.** Формування структури та властивостей порошкових алюмоматричних композитів в процесі гарячої гвинтової екструзії [Текст] / Ю.О. Шишкіна, В.С. Куріхін, П.В. Майстер, М.О. Плигань, Г.А. Баглюк // Тези доповідей загально університетської науково-технічної конференції молодих вчених та студентів, присвяченої дню Науки. – Київ. – 2014. – С. 76-77. *Особистий внесок здобувача:* підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, підготовка шліфів, дослідження їх структури та міцнісних характеристик.

24. **Shishkina, Yu** Investigation of wear properties and corrosion behaviour of aluminium-based composites produced by hot forging [Текст] / Yu Shishkina, G. Baglyuk, D. Verbilo, S. Umerova, V. Kurikhin // WORLD PM2016 Congress & Exhibition. – Hamburg, Germany 9 - 13 October 2016. – Vol. 2. – P. 112-116. *Особистий внесок здобувача:* дослідження трибологічних властивостей зразків, побудування графіків залежності зміни масового зносу та коефіцієнту тертя від прикладеного навантаження та швидкості випробувань. Також автором досліджено корозійні властивості композитів, зміцнених карбідом титану та карбидовміщуючою лігатурою та композитів додатково легованих міддю і її сплавами.

25. Bagliuk, G.A. Character of anisotropy and elastic properties of hot-forged aluminum-matrix composites [Текст] / G.A. Bagliuk, Yu.G. Bezimyanniy, O.V. Talko, I.O. Teslenko, **Yu.A Shishkina** // XIII International Congress «Machines. Technologies. Materials». – Varna, Bulgaria. – September 14-17, 2016. – Vol №2. – P. 8-12. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив попередньої

обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок.

***Патенти:***

26. Пат. № 78370 Україна, МПК С22С 1/04, С22С 21/00. Спосіб одержання алюмоматричних композиційних матеріалів / Г.А. Баглюк, **Ю.О. Шишкіна**, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201212632; заявлено 05.11.2012; опубл. 11.03.2013, Бюл. № 5/2013.
27. Пат. № 94742 Україна, В22F 3/17. Спосіб отримання високощільних матеріалів методом гарячого штампування з використанням захисних капсул / В.С. Куріхін, А.Г. Богачова, **Ю.О. Шишкіна**, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201407070; заявлено 23.06.2014; опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22/2014.
28. Пат. № 96239 Україна, МПК С22С 21/00, С22С 1/04. Спосіб отримання дисперсно-зміцнених алюмоматричних композиційних матеріалів методом гарячої штамповки / **Ю.О. Шишкіна**, В.С. Куріхін, А.Г. Богачова, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201408453; 24.07.2014; опубл. 26.01.2015, Бюл. № 2/2015.

## ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	17
ВСТУП.....	18
РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ ОСНОВНИХ НАПРЯМКІВ ОТРИМАННЯ ПОРОШКОВИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ.....	24
1.1 Металоматричні композиційні матеріали та механізми їх зміцнення.....	24
1.2 Металоматричні композити на основі алюмінію.....	28
1.3. Методи одержання алюмоматричних композиційних матеріалів .....	35
1.3.1. Ливарні технології отримання АМКМ .....	36
1.3.2. Методи порошкової металургії в технології отримання АМКМ.....	43
1.4. Галузі застосування АМКМ.....	61
1.5. Постановка задач досліджень .....	62
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	65
2.1. Вихідні матеріали.....	65
2.2. Технологічний процес отримання АМКМ .....	65
2.3. Методика дослідження структури, фазового та хімічного складу сплавів..	71
2.3.1. Оптична металогія.....	71
2.3.2. Скануюча електронна мікроскопія та локальний рентгеноспектральний аналіз.....	72
2.3.3. Рентгенівський фазовий та структурний аналіз.....	72
2.3.4. Оптична профілометрія.....	73
2.3.5. Диференційний термічний аналіз.....	76
2.4. Методи дослідження властивостей порошку лігатури та компактного матеріала.....	77
2.4.1. Дослідження гранулометричного складу порошку лігатури.....	77
2.4.2. Методика визначення пікнометричної густини.....	77
2.4.3. Вимірювання мікротвердості.....	78
2.4.4. Методика визначення твердості матеріалу .....	78
2.4.5. Визначення основних мехічних характеристик.....	79
2.4.6. Визначення корозійної стійкості .....	79

2.4.7. Методика визначення триботехнічних характеристик матеріалу.....	80
РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ ЛІГАТУР СИСТЕМИ Al-Ti-C В ПРОЦЕСІ ТЕРМІЧНОГО СИНТЕЗУ ТЕРМІЧНИМ СИНТЕЗОМ .....	82
3.1. Термодинамічний аналіз та визначення впливу температури синтезу на фазовий склад сплавів системи Al-Ti-C.....	82
3.2. Вплив компонентного складу шихти на особливості структури та фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C .....	85
3.3. Фракційний склад порошків лігатури Al-C-Ti різних компонентних складів.....	99
3.4. Висновки за розділом.....	101
РОЗДІЛ 4 ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СХЕМ ТА РЕЖИМІВ ОТРИМАННЯ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ Al-Ti-C НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ОСНОВНІ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ.....	102
4.1. Вплив схеми легування на структуру та механічні властивості АКМ після гарячого штампування.....	102
4.1.1. Алюмоматричні композиційні матеріали, зміцненні лігатурами системи Al-C-Ti різного складу.....	102
4.2. Дослідження впливу технологічних режимів отримання на структуру та властивості композитів.....	108
4.2.1. Вплив технологічної схеми виготовлення на структуру та властивості алюмінієвих композитів.....	108
4.2.2. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості .....	116
4.2.3. Алюмоматричні композиційні матеріали, отриманні методом гвинтової екструзії.....	122
4.3. Алюмоматричні композити, отримані із шихти на основі суміші порошків Al та TiC .....	127

4.4. Вплив легування матричної фази на особливості структури та фізико-механічних властивостей гарячештапованих АМКМ .....	129
4.5. Висновки за розділом.....	133
<b>РОЗДІЛ 5 ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ.....</b>	<b>135</b>
5.1. Триботехнічні властивості гарячештапованих алюмоматричних композитів .....	135
5.1.1. Алюмоматричні композити, отримані із порошкової шихти на основі порошкових сумішей систем Al-лігатура та Al-TiC.....	135
5.1.2. Алюмоматричні композити з легованою матричною фазою .....	140
5.2. Корозійна стійкість гарячештапованих алюмоматричних композиційних матеріалів .....	148
5.3. Досліднопромислова технологія виготовлення виробів з гарячештапованих алюмоматричних композиційних матеріалів.....	150
5.3.1. Конструкція установки для отримання пера лопатки .....	151
5.3.2. Інструмент для операцій штампування.....	153
5.3.3. Моделювання процесу формоутворення елемента пера лопатки з неоднорідного матеріалу .....	155
5.3.4. Аналіз напружено-деформованого стану при штампуванні порошку алюмінію .....	157
5.3.5. Ізотермічна екструзія заготовок пера лопатки.....	157
5.3.6. Особливості структури деформованого металу після ізотермічної екструзії.....	159
5.3.7. Гаряче штампування поршня компресора.....	162
5.4. Висновки до розділу .....	166
<b>ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....</b>	<b>168</b>
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ .....</b>	<b>173</b>
<b>ДОДАТКИ.....</b>	<b>192</b>



**ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ**

- МКМ – металоматричний композиційний матеріал;  
КМ – композиційний матеріал;  
ПКМ – полімерний композиційний матеріал;  
ККМ – керамічний композиційний матеріал;  
ВВКМ – вуглець-вуглецевий композиційний матеріал;  
ГКР – гібридний композиційний матеріал;  
САП – спечений алюмінієвий порошок;  
АМКМ – алюмоматричний композиційний матеріал;  
ГП – гаряче ізостатичне пресування;  
ГП – гаряче пресування;  
ГШ – гаряче штампування;  
СВС – саморозповсюджуючийся високотемпературний синтез;  
МЛ – механічне легування;  
ПС – іскро-плазмове спікання;  
ГШПЗ – гаряче штампування пористих заготовок;  
 $\varphi$  – кут змочування;  
 $\sigma_b$  – границя міцності;  
 $\sigma_{0,2}$  – границя плинності;  
 $\delta$  – відносне подовження;  
HV – твердість за Віккерсом;  
E – модуль Юнга;  
HB – твердість за Брінеллем;  
 $\gamma$  – щільність.

## ВСТУП

**Актуальність роботи.** Об'єктивні потреби розвитку машинобудування обумовили необхідність створення принципово нових конструкційних і функціональних (зокрема – триботехнічних) матеріалів, що відзначаються достатнім рівнем механічної міцності при високих навантаженнях, підвищеною зносостійкістю, термостійкістю та низькою густиною. В даний час при створенні ряду деталей і вузлів у машинобудуванні, суднобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки знаходять все більш широке застосування високоміцні, легкі композиційні матеріали, зокрема - багатокomпонентні гетеромодульні порошкові алюмоматричні композити, що оєднують в собі компоненти із високим модулем Юнга, та елементи із суттєво меншими значеннями модуля пружності. Комбінуючи об'ємний вміст компонентів, можна одержувати композиційні матеріали з необхідними значеннями основних фізико-механічних та функціональних властивостей.

За останні роки були досягнуті значні успіхи в конструюванні такого роду композиційних матеріалів для різних областей застосування, однак специфіка будови таких композитів значною мірою обмежує можливості використання для їх отримання традиційних методів плавильного переділу. В той же час, одним із ефективних шляхів вирішення зазначеної проблеми є технологічні підходи, що базуються на застосуванні методів порошкової металургії. Це обумовило **актуальність** даної роботи, яка присвячена розробці та удосконаленню технологічних процесів виготовлення алюмоматричних композитів функціонального призначення на основі результатів аналізу впливу технологічних схем та режимів їх отримання на особливості структуроутворення та основні фізико-механічні і експлуатаційні властивості.

**Зв'язок з науковими програмами, планами і темами.** Дисертаційна робота виконувалася відповідно до відомчої та пошукової тематики Інституту проблем матеріалознавства НАН України за темами: «Розробка нового покоління легкої броні на основі шаруватих композитів для захисту легкоброньованої техніки та методики моделювання її напружено-

деформованого стану» № 445 від 16.02.2017 (№ державної реєстрації 0116U007866, шифр теми II-16-16), «Розробка фізико-хімічних основ процесів консолідації та структуроутворення високотносостійких металоматричних композитів на основі сплавів заліза, алюмінію та титану з високомодульними наповнювачами» (№ державної реєстрації 0115U000101, шифр теми III-3-15), «Розробка технологій синтезу та дослідження властивостей високотносостійких дисперснозміцнених порошкових композитів конструкційного і електротехнічного призначення на основі сплавів міді та алюмінію» (№ державної реєстрації 0112U002398, шифр теми III-21-12(Ц)), «Перспективні композиційні матеріали на основі інтерметалідів систем Ni-Al, Ni-Ti, Ti-Al, Fe-Al для захисту та відновлення деталей двигунів автомобільної, авіаційної та гідроенергетичної промисловості» (№ державної реєстрації 0117U006184, шифр теми II-7-17).

**Метою дисертаційної роботи** є встановлення закономірностей впливу технологічних схем та режимів синтезу алюмоматричних композитів системи Al-TiC функціонального призначення на особливості структуроутворення і основні фізико-механічні та експлуатаційні властивості матеріалів та розробка і удосконалення на основі отриманих результатів технологічних процесів їх виготовлення.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні **задачі**:

1. Проаналізувати сучасні уявлення відносно матеріалознавчих аспектів створення алюмоматричних композиційних матеріалів системи «Al - тугоплавка сполука» та технології їх одержання;
2. Дослідити вплив температури синтезу та складу вихідної шихти на процеси фазоутворення у лігатурі системи Al-Ti-C;
3. Встановити вплив компонентного складу порошкової суміші «алюміній – карбідовмішуюча лігатура» та режимів підготовки шихти на структуру та основні механічні властивості гарячештапованих композитів;

4. Встановити впливу схеми штампування на їх структуру і властивості; вивчити вплив схеми деформування при об'ємному штампуванні на структуру та властивості отриманих композитів;

5. Вивчити вплив компонентного складу алюмоматричних композитів на їх функціональні властивості;

6. Провести дослідно-промислову апробацію технології при виготовленні методами гарячого штампування виробів функціонального призначення з алюмоматричних композиційних матеріалів.

**Об'єкт дослідження.** Закономірності формування структури алюмоматричних композиційних матеріалів та їх фізико-механічні властивості.

**Предмет дослідження.** Процес отримання методом гарячого штампування композиційного матеріалу на основі алюмінію, зміцненого порошковою лігатурою системи Al-Ti-C.

**Методи досліджень.** Робота виконувалась із застосуванням комплексу сучасних фізичних та математичних методів дослідження: хімічного та рентгенофазового аналізу, рентгеноспектрального мікроаналізу, металографічного кількісного аналізу, теплової металографії, дифракційного термічного аналізу, механічних та триботехнічних випробувань в умовах сухого тертя на повітрі, математичного моделювання з використанням програмного комплексу "DEFORM".

**Наукова новизна:**

1. Вперше встановлено вплив компонентного складу вихідної шихти на особливості структури та фазовий склад термічно синтезованої лігатури системи Al-C-Ti. Показано, що в разі використання шихти із стехіометричним по відношенню до титану вмістом вуглецю переважною зміцнюючою фазою сплаву є карбід титану, тоді як в зразках з мінімальним вмістом графіту (6 %) і високим вмістом алюмінію (40 %) у структурі синтезованого матеріалу переважають витягнуті голкоподібні зерна складних карбідів титану. Найбільшою дисперсністю часток зміцнюючої фази характеризується сплав, синтезований із суміші стехіометричного складу 20Al-16C-64Ti (% мас.).

2. Вперше встановлено вплив компонентного складу порошкової суміші «карбідовміщуюча лігатура – алюміній» та режимів підготовки шихти на структуру та основні механічні властивості гарячештапованих композитів системи Al-TiC. Показано, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у вихідній шихті як твердість, так і характеристики міцності зразків монотонно зростають, а показники пластичності закономірно зменшуються. Значне подрібнення конгломератів твердої фази в шихті відбувається при використанні енергонасичених режимів розмелу суміші, що призводить до забезпечення характеристик міцності та твердості композитів, які на 15-30 % перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана простим механічним змішуванням.

3. Запропонована нова схема деформування пористих заготовок при їх об'ємному штампуванні та встановлено вплив схеми штампування на структуру і властивості гарячештапованих композитів. Показано, що як твердість, так і міцність матеріалів, отриманих із використанням схем деформації при штампуванні, що реалізують підвищений рівень деформацій зсуву, на 15-20 % перевищує аналогічні характеристики матеріалів, виготовлених шляхом штампування заготовок осаджуванням в закритому штампі. Відзначено, що структура гарячештапованих зразків з алюмоматричних композитів відрізняється наявністю помітної текстурованості, ступінь якої зростає при використанні схем деформації, що забезпечують найбільший рівень деформацій зсуву.

4. З використанням акустичних методів неруйнуючого контролю проведена оцінка ступеню структурної анізотропії гарячештапованих алюмоматричних композитів та пружних характеристик зразків, виготовлених з використанням різних технологічних схем. Вперше показано, що 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 композиту в площині, паралельній напрямку деформування.

### **Практичне значення отриманих результатів:**

1. В роботі розроблено та вдосконалено технології виготовлення алюмоматричних композиційних матеріалів функціонального призначення методами термічного синтезу та гарячого штампування.

2. На основі одержаних науково-експериментальних результатів досліджень розроблено технології отримання композитів системи «алюміній – карбидовміщуюча лігатура» з високим рівнем корозійною стійкості (практично у два рази вищою за алюмоматричні композити з карбідом титану) та з високими триботехнічними властивостями, якими відзначаються композити з 15 % карбidotитанової лігатури з добавками 5,6 % міді, введення якої забезпечує збільшення зносостійкості у два рази при стабільному коефіцієнті тертя ( $0,3 \div 0,45$ ) у порівнянні із композитами, матрична фаза яких не легована міддю.

3. Результати виконання комплексних теоретичних та експериментальних досліджень знайшли практичне застосування в технологічних процесах виготовлення деталі "Поршень компресора" на ПП «КоДА» м. Бровари та заготовок пера лопатки, що були виготовлені в результаті спільної роботи з кафедрою механіки пластичності матеріалів та ресурсозберігаючих процесів у НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського. Термічно синтезована лігатура системи Al-TiC знайшла використання для ефективного легування ливарних алюмоматричних сплавів. Апробацію лігатури проводили на дослідно-промисловій ділянці виробництва Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. Висока ефективність застосування розроблених технологій обумовлена більш високими значеннями основних фізико-механічних характеристик композитів у порівнянні із матеріалами аналогічного класу, отриманими з використанням ливарних технологій, а також підвищеною зносостійкістю, одержаних матеріалів і стабільними триботехнічними характеристиками в широкому діапазоні швидкостей ковзання при їх використанні у вузлах тертя.

**Особистий внесок здобувача.** Основні експериментальні та наукові результати роботи здобувачем отримано самостійно. Автором проведено

дослідження, обробку результатів та їх аналіз, підготовка наукових статей та доповідей за результатами дисертації. Постановка мети та завдання дослідження, визначення основних положень дисертаційної роботи, а також обговорення результатів і формулювання висновків та написання статей виконано спільно з науковим керівником та співавторами.

**Публікації.** За матеріалами дисертації опубліковано **28** наукових праць, зокрема **9** статей у фахових вітчизняних та закордонних періодичних виданнях в галузі технічних наук, з яких **3** статті у виданні, що індексується в наукометричних базах даних «Scopus», **16** тез доповідей у збірниках відповідних наукових конференцій та **3** патенти України на корисну модель.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертаційна робота складається із вступу, **5** розділів, загальних висновків, списку використаних джерел та додатків. Викладена на **216** аркушах, включає **14** таблиць, **77** рисунків, **5** додатків, список використаних джерел із **185** найменувань.

## РОЗДІЛ 1

### АНАЛІЗ ОСНОВНИХ НАПРЯМКІВ ОТРИМАННЯ ПОРОШКОВИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

#### 1.1 Металоматричні композиційні матеріали та механізми їх зміцнення

Невід'ємною частиною розвитку сучасного машинобудування є впровадження нових високоефективних матеріалів і технологій їх отримання. В останні роки спостерігається зростання уваги до розробки і дослідження металоматричних композиційних матеріалів (ММК), застосування яких дозволяє досягти значного підвищення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, розширення температурно-силових інтервалів роботи, отриманих з них виробів. У більшості випадків тільки композиційні матеріали можуть задовольнити вимогам нової техніки, для якої характерні жорсткі умови експлуатації: підвищенні навантаження, швидкості, температури, агресивні середовища.

Композиційним матеріалом (КМ) називається об'ємна гетерогенна система, що складається з різнорідних за формою та властивостями двох або більшого числа компонентів і побудована так, щоб використовувати переваги кожного з них. [1, 2].

Існує досить багато класифікацій композиційних матеріалів, які ґрунтуються на типі матеріалу матриці, природі компонентів, розмірах фазових включень, методах отримання та ін.

За типом матричного матеріалу композити поділяються на полімерні (ПКМ), металеві (МКМ), керамічні (ККП), вуглець-вуглецеві (ВВКМ) і гібридні (ГКР), а за геометрією армуючої фази – на дисперсно-зміцнені, до яких переважно відносять частки тугоплавких з'єднань, волокнисті, зміцнені безперервними та дискретними (вікерсами) полікристалічними волокнами,



ниткуватими монокристалами (вусами), металевими тонкими дротами і шаруваті (армовані плівками, платівками та шаруватими наповнювачами) [3, 4].

Полімерні КМ витримують лише 150 °С; металеві на основі алюмінію і магнію – 450-500 °С, на основі металів з вищою температурою плавлення (Ni, Cr, Ti) – до 1000 °С. Керамічні і вуглець-вуглецеві композити витримують понад 1000 °С.

Металеві КМ мають ряд важливих переваг: високу твердість, міцність, тріщиностійкість, зносостійкість, електро- і теплопровідність, технологічність, широкий температурний інтервал роботи (від дуже низьких до високих температур), у той час, як у полімерних та керамічних матеріалів є ряд суттєвих недоліків. Для полімерних композитів найбільш критичним фактором, що обмежує їх використання в техніці є недостатньо висока міцність, низька твердість, зниження фізико-механічних властивостей при підвищенні температур, низька здатність до ремонту [5, 6]. Щодо керамічних композиційних матеріалів, то попри високі міцнісні характеристики, зносостійкість та жароміцність вони мають досить низьку тріщиностійкість і не витримують ударних навантажень [7]. Таким чином металоматричні композиційні матеріали завдяки широкому спектру своїх властивостей вдовольняють вимоги, що пред'являються до сучасних матеріалів конструкційного та функціонального призначення.

Рівень міцності (і жароміцності) волокнистих МКМ залежить від властивостей самих армуючих елементів, а роль матриці зводиться головним чином до перерозподілу напруги між армуючими елементами.

У матеріалах з дискретними (дисперсними) частками, провідна роль в зміцненні належить структурним чинникам. Розподілені в матриці частки другої фази в залежності від їх кількості і розміру можуть як зміцнювати матрицю, перешкоджаючи розвитку ковзання дислокацій при зовнішньому навантаженні, так і "розвантажувати" матрицю, сприймаючи частину прикладеного навантаження. Активно впливаючи на морфологію, дисперсність і характер розподілу зміцнюючої фази можна отримати таке поєднання

властивостей, що недосягне в звичайних сплавах. Використання в якості зміцнюючих фаз тугоплавких з'єднань, що не взаємодіють активно з матричним металом і не розчиняються до температури його плавлення, забезпечує можливість збереження мікрогетерогенної структури і дислокаційної субструктури, що формується в процесі деформації і термічної обробки [8].

Відомо, що процес деформації відбувається за рахунок ковзання вздовж границь зерен. Блокування границь зерен і стиків субзерен частинками другої фази забезпечує підвищену стійкість до рекристалізації, стабільність властивостей під час нагрівання та нестационарному навантаженні, відсутність схильності до різкого знеміцнення аж до температур, близьких до температури плавлення матриці. У МКМ, армованих частками навіть при високих температурах ступінь знеміцнення матеріалу залишається малим на відміну від, наприклад, дисперсійно-твердіючих сплавів, що мають підвищену швидкість знеміцнення при температурах  $0,8 T_{пл}$  через розблокування границь.

Дисперсні частки в матеріалі гальмують рух дислокацій, в чому і проявляється їх зміцнююча дія. Якщо дислокація зустрічає на своєму шляху ряд перешкод, то перш ніж рухатися далі, вона згинається на деякий кут  $\varphi$  ( $0 \leq \varphi \leq \pi$ ). Орован запропонував модель обходу часток дислокаціями в площині ковзання з генеруванням дислокаційних петель навколо часток. Частки другої фази в матриці оточені полями внутрішніх напружень. Коли дислокація, що рухається наближається до цих полів, вона прогинається, набуваючи хвилеподібної форми. Таким чином, навколо часток утворюється дислокаційні петлі, а дислокації за ними приймають форму прямої лінії та продовжують переміщатися до наступної перешкоди [9].

Анселл і Ленел [2] запропонували свою модель, виходячи з припущення необхідності зсуву або руйнування часток під впливом дислокацій, що накопичуються коло них. Площини ковзання матриці і часток зазвичай не співпадають, тому переміщення дислокації через частинку спричиняє в ній значне викривлення кристалічної структури. Коли дислокація перерізає

частинку, це викликає формування так званих сходинок зсуву та накопичення додаткової поверхневої енергії, що і обумовлює значне зміцнення матеріалу.

У реальному випадку обидва механізми діють одночасно, тобто разом з процесом утворення петель дислокацій навколо зміцнюючих часток відбувається скидання цих петель за рахунок поперечного ковзання. Тому необхідно розглядати обхід дислокацією часток, навколо яких вже знаходяться декілька залишкових петель.

У полікристалічних матеріалах, крім прямої взаємодії дислокацій із зміцнюючими частинками, істотну роль мають відігравати ефекти зміцнення, пов'язані з впливом дисперсних частинок на формування субструктури. Діючи приблизно з однаковою ефективністю в якості бар'єрів для дислокацій, границі субзерен в деформованих сплавах і границі зерен в рекристалізованих сплавах дають додаткове підвищення міцності відповідно до рівняння Холла-Петча, яке підсумовується з зміцненням по Оровану.

Наявність часток другої фази в матриці знижує швидкість повзучості, їх введення призводить до появи порогової напруги. Більш істотне підвищення міцності відповідає малим швидкостям деформації або високим температурам, тобто високим значенням коефіцієнта дифузії. Саме тому МКМ придатні для тривалої роботи в умовах високих температур. Дисперсні частки також ускладнюють дифузионну повзучість і знижують ефективність границь зерен як джерел або стоків вакансій. У присутності дисперсних частинок утворюється структура, що складається з переплетених між собою зерен, які мають більший опір зерно граничному проковзуванню.

Таким чином, змінюючи такі структурні параметри, як матеріал матриці, розмір, характер та концентрацію зміцнюючої фази і використовуючи різноманітні методи отримання КМ можна цілеспрямовано формувати властивості матеріалу [4, 10, 11].

## 1.2 Металоматричні композити на основі алюмінію

На сьогоднішній день в якості матриць для промислового виробництва МКМ випробувані практично усі метали та сплави на їх основі, серед них за обсягом застосування на першому місці знаходяться алюмоматричні композиційні матеріали (АМКМ).

Алюміній є одним з найбільш перспективних металів в сучасній металургії, що забезпечує унікальний комплекс основних фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. Маючи такі властивості, як мала щільність, висока пластичність і корозійна стійкість, досить високі показники міцності, значну тепло- та електропровідність і зносостійкість в широкому температурно-силовому інтервалі експлуатації, алюміній отримав виключне поширення в різних галузях сучасної техніки. Він у багатьох випадках з успіхом замінює інші кольорові метали і навіть використовується замість сталі. Застосування алюмінію та його сплавів також обумовлено можливістю регулювати властивості матричного матеріалу термічною обробкою, піддавати його практично всім видам обробки тиском, отримувати КМ на основі алюмінію як ливарними методами, так і методами порошкової металургії [12-14].

Незважаючи на технологічну різноманітність у вирішенні проблем створення АМКМ з різними армуючими фазами, внаслідок дефіцитності волокон, їх високої вартості і складної технології виготовлення, більш доступними є КМ на основі алюмінію, що зміцнені частками [15], тому розглянемо їх більш детально.

В якості зміцнюючої фази використовують частки оксидів ( $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ), карбідів ( $SiC$ ,  $B_4C$ ,  $TiC$ ,  $Al_4C_3$ ), нітриду ( $BN$ ,  $AlN$ ), боридів ( $TiB_2$ ), інтерметаліди ( $TiAl_3$ ) та інших тугоплавких з'єднань, що мають малу щільність і високий модуль пружності.

У роботах [16-75] автори вивчали вплив різноманітних зміцнюючих компонентів та методів отримання алюмоматричних композиційних матеріалів на їх структури та механічні властивості.

Порошок алюмінію покриває тонка окисна плівка, що виконує роль зміцнюючої фази. При подрібненні порошку алюмінію в кульовому млині в присутності стеаринової кислоти відбувається його зміцнення дисперсними частками власного оксиду. Така технологія отримання матеріалу називається механічним легуванням (МА). Частки  $Al_2O_3$  практично не розчиняються в алюмінії, через що межа легування не пов'язана з межею розчинності другої фази. Дисперсні частки  $Al_2O_3$  є результатом подрібнення тонкої окисної плівки, а не розпаду пересиченого твердого розчину. Найкраще поєднання міцності і пластичності досягалось при вмісті  $Al_2O_3$  від 4 до 14 %. Спечений алюмінієвий порошок (САП) був першим продуктом такого процесу. У промисловому масштабі знайшли застосування три основні марки КМ на основі алюмінію: САП-1, САП-2, САП-3, що відрізняються між собою за концентрацією оксидів. Сплави типу САП зберігають високі характеристики при температурі до  $500\text{ }^\circ\text{C}$  завдяки окису алюмінію, який характеризується високою температурою плавлення ( $2050\text{ }^\circ\text{C}$ ), низькою дифузійною рухливістю, високою твердістю та не розчиняється в матриці. У таблиці 1.1 наведені механічні властивості САП [16-20].

Автори [21-23] вивчали фазоутворення у системі  $Al-TiO_2$ . Оксид титану активно реагує з алюмінієм з утворенням  $TiAl_3$ , який завдяки своїм властивостям (висока температура плавлення, низька щільність, високі модулі пружності, зростаюча межа текучості з підвищенням температури, стійкість до окислення, високе відношення міцності/щільності, жароміцності) є дуже привабливою зміцнюючою фазою для отримання АМКМ.  $TiO_2$  також виступає в якості дешевого джерела титану. Взаємодія між  $Al$  та  $TiO_2$  починається при температурі близькій до температури плавлення алюмінію  $588-600\text{ }^\circ\text{C}$  [23]. Крім інтерметаліду титану у цій системі при температурі вище  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  або при витримці розплаву за температур близьких до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  утворюється оксид алюмінію або фаза  $\alpha-Ti(Al_3O)$ . При отриманні таких матеріалів рідкофазними методами зазвичай до системи додають магній (не більше одного відсотку) для покращення змочування часток оксиду титану алюмінієм та для утримання їх у

розплаві. Крім того, магній допомагає частково уникнути утворення непроникного шару з оксиду алюмінію на поверхні розплаву алюмінію, реагуючи з  $Al_2O_3$  з утворенням  $MgO$  (при 0,02 % Mg) та  $MgAl_2O_4$  (> 0,06 % Mg) [24-26].

Таблиця 1.1 – Механічні властивості САП в залежності від температури [18]

Матеріал	T, К	E, ГПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
САП-1	293	72	310	210	10	20
	523	50	180	140	8	28
	623	-	120	100	13	50
	773	-	70	55	3	30
САП-2	293	77	350	240	7	-
	523	59	210	190	7	-
	623	-	140	120	9	-
	773	-	90	60	1,5	-
САП-3	293	77	320	210	7	10
	523	59	190	150	7	12
	623	-	130	80	8	21
	773	-	70	60	1,5	15

Ще однією з розповсюджених зміцнюючих фаз для АМКМ є борид титану, який, на відміну від, наприклад, оксиду титану, або карбїду кремнію є більш термічно стабільним і під час отримання композиційних матеріалів на основі алюмінію практично не формує з ним побічних крихких продуктів реакції. При вмісті у композиті лише 15 %  $TiB_2$ , твердість якого становить 25 ГПа, а температура плавлення – 3225 °С, спостерігається зростання межі міцності на 57 %, межа плинності на 66 %, модуля Юнга на 22 % та спостерігається збільшення опору тертю і зношуванню [27; 28]. У таблиці 1.2 наведені механічні характеристики композитів Al- $TiB_2$ , отриманих методами порошкової металургії [29]. Внаслідок кристалографічної сумісності з алюмінієвою матрицею діборид титану грає роль зародків кристалізації. Також у  $TiB_2$  досить великий коефіцієнт термічного розширення, який зростає з підвищенням температури, що компенсує різницю між внутрішніми

напруженнями, які виникають на границі між матрицею і зміцнюючою фазою та дозволяє уникнути термічного розтріскування.

Таблиця 1.2 – Механічні властивості композити Al-TiB<sub>2</sub> в залежності від концентрації зміцнюючої фази [23]

Матеріал	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_2$ , %
Al-5TiB <sub>2</sub>	123,5	96,4	9,2
Al-10TiB <sub>2</sub>	152,7	129,1	6,3
Al-15TiB <sub>2</sub>	160,3	136,0	4,6

При отриманні композитів in-situ методом було встановлено, що у системі Al-TiB<sub>2</sub> додатково може формуватися алюмінід титану Al<sub>3</sub>Ti при термічній обробці вище температури плавлення алюмінію та TiBO<sub>3</sub>. Наявність останньої фази пов'язують з окисленням часток дібориду титану [30-32].

Ефективне зміцнення алюмінієвої матриці забезпечують включення карбиду алюмінію Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> в сплавах системи Al-C. Це ще один вид КМ, який отримують переважно механічним легуванням та такими методами порошкової металургії як гаряче пресування, спікання чи екструзія. Оптимальне поєднання властивостей досягається при масовій частці вуглецю у АМКМ 3-5 %. КМ Al-Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> мають підвищені демпфуючі властивості. Їх активно використовують як матеріали триботехнічного призначення завдяки графіту, що виступає у ролі твердої змазки. Наявність Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> зменшує коефіцієнт термічного розширення і теплопровідність, підвищує питомий електроопір і теплоємність [33-37].

Але попри всі переваги карбиду алюмінію, при отриманні АМКМ з такими карбідами як TiC, B<sub>4</sub>C та SiC, формування Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> є небажаним ефектом, оскільки призводить до зниження механічних властивостей та до додаткового окрихчування кінцевого продукту. У роботі [38] автори розглядають взаємодію алюмінію з карбідами бору, кремнію та титану.

Карбід бору належить до групи легких керамічних матеріалів, плавиться при температурі 2450 °С, має високі механічні властивості і хімічну стійкість [39]. Незважаючи на всі переваги, B<sub>4</sub>C має низьку тріщиностійкість, що є

істотним недоліком. Але карбід бору є одним з найбільш використовуваних матеріалів для створення композиційних матеріалів на основі алюмінію [40; 41].

Карбід бору реагує з Al при будь-якій температурі, що нижче або дорівнює 1000 °С. Але доки алюміній перебуває в твердому стані, реакція йде дуже повільно. Швидкість реакції між  $B_4C$  і Al значно зростає вже на початкових етапах плавлення Al. Так при термічній обробці АКМК з карбідом бору у діапазоні температур між 600 °С та 700 °С утворюється переважно  $AlB_2$ , при 700 – 900 °С утворюється суміш фаз  $AlB_2$  та  $Al_4BC$  або  $Al_3BC$ , між 900-980 °С формується тільки  $Al_4BC$  та при підвищенні температури від 1000 °С до 1050 С –  $AlB_{24}C_4$  та  $Al_4C_3$ . [42-45].

При отриманні композитів використовують порошки Al і  $B_4C$  в стані поставки, без будь-якого очищення чи модифікування. Кількість зміцнюючих добавок в матеріалах системи Al- $B_4C$  становить від 5% до 20%. Збільшення відсоткового вмісту  $B_4C$  і температури спікання призводить до зростання щільності композиційного матеріалу, але викликає зниження ударної в'язкості. Завдяки ефекту дисперсійного твердіння відбувається значне збільшення твердості (таблиця 1.3), але при температурі спікання вище 625 °С і вміст  $B_4C$  15% спостерігається деяке погіршення міцносних характеристик.

Таблиця 1.3 – Твердість чистого Al і АКМК в залежності від вмісту  $B_4C$  та температури спікання [40]

Матеріал	HV		
	600 °С	625 °С	640 °С
Al	38	37	26
Al – 5% $B_4C$	41	40	46
Al – 7,5% $B_4C$	44	43	53
Al– 10% $B_4C$	49	52	57
Al– 12,5% $B_4C$	56	61	66
Al– 15% $B_4C$	61	68	72
Al– 15,5% $B_4C$	65	77	75
Al– 20% $B_4C$	74	82	82



Останнім часом особливий інтерес викликає карбід титану, завдяки своїм унікальним властивостям: висока твердість (30ГПа), високий модуль пластичності, низька щільність, висока температуру плавлення 3257 °С. Крім того, TiC має кристалічну решітку ГЦК, що співпадає з ґраткою  $\alpha$  - Al та відрізняється від неї лише на 6,93 % (TiC:  $a = 4,3596 \text{ \AA}$ ; Al:  $a = 4,0413 \text{ \AA}$ ) [46, 47]. Згідно з принципом структурної і розмірної відповідності при охолодженні розплаву частки карбиду титану виконують роль центрів рекристалізації та формують бар'єри на шляху зростаючих кристалів алюмінію, гальмуючи їх ріст під час охолодження виливок. Тож частки титану мають сильну модифікуючу дію та підвищують міцнісні властивості АМКМ. [48-50].

Так само як і система Al-B<sub>4</sub>C система Al-TiC є реакційною. Під час отримання композиту частки карбиду титану можуть деградувати з утворенням таких проміжних фаз як Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Ti, AlTi, AlTi<sub>3</sub>, а з підвищенням температури до 1000 °С – ще й з формуванням так званих потрійних карбідів титану Ti<sub>3</sub>AlC, Ti<sub>2</sub>AlC, Ti<sub>2</sub>AlC<sub>2</sub> [38, 51-54].

АМКМ з карбідом титану характеризуються високими показниками міцності, зберігаючи при цьому значні пластичні властивості (таблиця 1.4). Так відносне подовження алюмінію складає 33 % і 22 % при зміцненні матричного матеріалу 10 % TiC. Потрібно збільшити кількість карбиду титану майже до 40 %, щоб значення відносного подовження у АМКМ стало менше ніж 5 % [55, 56]. Використання карбиду титану в якості зміцнюючої фази веде також до покращення корозійної стійкості, ударної в'язкості та жароміцності. Авторами [58, 59] було відзначено, що присутність у структурі композити проміжних фаз Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Ti позитивно впливає на опір матеріалу повзучості.

Таблиця 1.4 – Механічні властивості композити Al-TiC в залежності від концентрації зміцнюючої фази [57]

Матеріал	E, МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Al-10TiC	85 ± 0,5	127 ± 7	103 ± 5	22 ± 2
Al-15 TiC	92 ± 0,5	140 ± 9	111 ± 6	12 ± 1
Al-18 TiC	98 ± 0,5	163 ± 5	128 ± 4	8 ± 1

Широке промислове застосування отримали й алюмоматричні композити з карбідом кремнію. На відміну від АМКМ з карбідом титану та карбідом бору SiC не реагує з матеріалом матриці до температури її плавлення. Згідно з роботами [38, 60-62] при температурах вище 660 °С в системі Al-SiC відбувається інтенсивна взаємодія між алюмінієм та частками зміцнюючої фази з утворенням  $Al_4C_3$  та вивільненням кремнію. При температурах, що перевищують 1300 °С формується  $Al_4SiC_4$ . Для запобігання утворенню небажаних проміжних фаз у композитах цієї групи на частки SiC наносять шар міді або нікелю, чи використовують сплави алюмінію з високим вмістом кремнію. АМКМ зміцнені карбідом кремнію відрізняються високими значеннями модуля Юнга та міцнісними показниками (таблиця 1.5), добре працюють при випробуваннях на зносостійкість, але ці композити мають низьку ударну в'язкість та пластичність [63-69].

Таблиця 1.5 – Механічні властивості композитів Al-SiC в залежності від концентрації зміцнюючої фази [64]

Вміст SiC, %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
4	58,3	91	14,1
8	59,7	96	12,5
12	61,4	103	9,5
16	62,9	115	8,4
20	64,6	127	7,2

У роботах [70-73] вивчали КМ з нітридом алюмінію, який характеризується низькою щільністю ( $3,026 \text{ г/см}^3$ ), низьким коефіцієнтом термічного розширення ( $4,5 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$  в температурному інтервалі 293-673 К), високою теплопровідністю (110-170 Вт (мК)), стійкістю до теплового удару та здатністю до поглинання енергії під впливом значних напруг і швидкостей деформації [74] Було показано, що застосування AlN дозволяє підвищити модуль пружності, міцність і твердість алюмінієвої матриці майже у два рази, а також збільшити зносостійкість та жароміцність до того самого рівня, що й при

використанні  $Al_2O_3$  або SiC. Але AlN краще змочується розплавом алюмінію у порівнянні з  $Al_2O_3$  та не взаємодіє з матеріалом матриці на відміну від карбіду кремнію. Проте, нітрид алюмінію не отримав широкого поширення в якості зміцнюючої добавки через свою високу вартість.

Таким чином композиційні матеріали на основі алюмінію характеризуються комплексом властивостей, відмінних від традиційних матеріалів, що відкриває широкі можливості для їх використання у найрізноманітніших галузях. Серед цих властивостей відзначають не тільки високі характеристики міцності, але й високі характеристики модулів пружності та зносостійкості, що забезпечує зниження маси виробів з одночасним покращенням надійності і збільшенням ресурсу роботи. Ці матеріали зберігають стабільність своїх характеристик в широких температурних межах, мають підвищену електро- і теплопровідність [75]. Але прогнозуючи великі перспективи у промисловості для АМКМ, автори відзначають, що найбільшою проблемою на сьогоднішній день залишається питання низької змочуваності деяких зміцнюючих часток і труднощі їх рівномірного розподілу у матеріалі матриці. Тож, попри вирішення проблеми сумісності компонентів, розробка економічних та ефективних технологій отримання алюмоматричних композиційних матеріалів також є актуальним завданням.

### **1.3. Методи одержання алюмоматричних композиційних матеріалів**

У теперішній час застосовують різноманітні методи для отримання композиційних матеріалів, які поділяють на традиційні ливарні технології та методи порошкової металургії. До перших відносять: плавки у дугових печах, електродугові, вакуумно-дугові або електрошлакові плавки, спрямована кристалізація та ін. До методів порошкової металургії відносять гаряче ізостатичне пресування (ГІП), гаряче пресування (ГП) та штампування (ГШ), екструзія реакційний синтез, імпульсне плазмове спікання, просочування

керамічного каркасу розплавом матричного матеріалу, саморозповсюджуючийся високотемпературний синтез (СВС).

Будь який обраний метод отримання КМ повинен забезпечувати рівномірне розподілення компонентів по всьому об'єму матриці, утворення максимального міцного зв'язку між матрицею та зміцнюючою фазою, незмінність структурно-фазового складу, а також бути економічно ефективним та екологічним.

Зазвичай при отриманні КМ керамічні частки вводять **ex-situ** у тверду чи рідку матриці, тобто механічним замішуванням, для чого використовуються різноманітні допоміжні пристрої. В цьому випадку властивості матеріалу визначаються не тільки формою часток, їх природою, концентрацією та взаємодією з матрицею, але й такими технологічними факторами, як співвідношення об'ємів рідкої фази і твердої фази у процесі замішування (коли говоримо про ливарні методи виробництва), режими замішування, якість підготовки наповнювача перед введенням в матрицю. Але в останній час набув розвиток метод **in-situ** виготовлення КМ на базі контрольованих хімічних реакцій, коли армуючі наповнювачі формуються безпосередньо у процесі суміщення з компонентами матриці і реакційно активними добавками. Такі КМ мають підвищені фізико-механічні властивості внаслідок формування когерентних границь між матрицею і новими фазами, що утворились під час *in-situ* реакції, завдяки чому вони більш термодинамічно стабільні, мають кращі адгезійні властивості, характеризуються відсутністю на поверхні оксидів та адсорбованих газів [76].

### 1.3.1. Ливарні технології отримання АМКМ

Ефективність використання ливарних технологій для виробництва фасонних виробів або литих заготовок з композиційних матеріалів характеризується простотою технологічних процесів. Але основною перешкодою для широкого використання литих дискретно армованих композиційних

матеріалів є відсутність ефективних технологій введення дисперсних зміцнюючих частинок в металеву матрицю, що призводить до їх коагуляції, і як наслідок великої кількості дефектів та низького рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей самого композита. До того ж більшість керамічних зміцнюючих фаз не змочуються розплавам алюмінію до температури 900 °С, особливо коли на поверхні рідкого металу є окисна плівка [77]. Частково ці проблеми вдається вирішувати завдяки постійному перемішуванню розплаву з введеними у нього армуючими керамічними частками. Для цього використовують, як простіші пристрої, так і досить специфічні технології. Наприклад, для отримання АМКА системи Al-C матричний розплав перемішують графітовим стрижнем, який, одночасно виступає джерелом вуглецю [78]. Відомо, що вплив ультразвукової кавітації на гетерогенну систему «розплав - шихта» покращує рівномірність її розподілення і змочування керамічних часток рідким матричним матеріалом [79]. Однак, використання такого способу пов'язано з вирішенням достатньо складних технологічних завдань, таких як ретельний вибір матеріалу випромінювача ультразвуку, стійкого в металевому розплаві та високі витрати енергії. Один з методів пропонує вдування часток газовими чи плазмовими потоками. Одночасно з веденням часток у розплав відбувається його перемішування, що сприяє більш рівномірному розподілу зміцнюючої фази. Але температура шихти, яка знаходиться у плазмовому потоці, значно підвищується, що може призводити до оплавлення остаточної, і таким чином, підсилювати хімічну взаємодію частинок з розплавом [80, 81]. При **вортекс-процесі** перемішування часток у матричному розплаві відбувається за допомогою імпелеру. Основні недоліки цього методу пов'язані з труднощами реалізації інтенсивного перемішування великого об'єму розплаву в умовах реального виробництва, необхідністю прийняття заходів для захисту розплаву від окислення і висока швидкість зносу імпелеру. У зв'язку з цим в виробничих умовах доцільно використовувати лише електроміксери малої швидкості з обертами імпелеру до 100-120 об/хв. [82].

При отриманні АМКМ методом **compcasting**, який є різновидом stir casting, дисперсні частки додають у розплав, який починає кристалізуватися. Тверді частинки, що сформувалися у напівкристалізованому матричному розплаві перешкоджають ліквідації та формуванню конгломератів зміцнюючої фази [83]. Для покращення рівномірного розподілу армуючих наповнювачів вже на базі compcasting з'явився метод **melt conditioned high pressure die casting** (MC-HPDC), або лиття під тиском, яким можна отримувати тонкостінні (товщина 1-3 мкм) деталі складної конфігурації, форма та розміри яких максимально наближені до готового виробу і загалом не потребують додаткової механічної обробки, що є важливою перевагою. Процес складається з декількох основних етапів. Алюміній розплавляють у графітовому тиглі. Розплав при температурі 700 °С в атмосфері аргону продовж двох годин витримують у печі для проходження гомогенізації, тоді відбувається замішування попередньо нагрітих до 400 °С часток SiC і повторний розігрів до заданої температури плавлення; повторюється короткочасне перемішування і розплав подається в спеціальний пристрій, оснащений гвинтовими шнеками. Твердорідка композиція проходить через шнеки, що обертаються і створюють великі зсувні деформації, сприяючи рівномірному розподілу армуючої фази та її додатковому подрібненню. Після проходження через шнеки композиційний матеріал потрапляє в холодну камеру пресування для лиття під тиском. В результаті в структурі литого матеріалу частки карбіду кремнію досить рівномірно розподілені в алюмінієвій матриці [84].

**Відцентрове лиття** алюмінієвих композиційних матеріалів дозволяє успішно використовувати відмінності у питомій вазі між керамічними частками і матричним матеріалом. Під дією відцентрових сил важчі частки з розплаву алюмінію осідають на зовнішню поверхню виливки, утворюючи зміцнений шар. З середини виливка повністю вільна від часток. Контролюючи швидкість обертання, температуру розплаву та його кристалізацію можна керувати розподіленням зміцнюючої фази [85]. Такий спосіб дозволяє одержувати литі

шаруваті вироби та вироби з градієнтною структурою з невеликою об'ємною часткою наповнювача (до 13%) та хорошими ливарними властивостями [86-88].

У роботі [89] досліджували структуру та порівнювали механічні властивості композитів Al-TiC, Al-TiB<sub>2</sub>, що були отриманні з використанням флюсів. Карбід титану та бору попередньо нагрівали до температури 750-800 °C, змішували з флюсами KAlF<sub>4</sub> і K<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, потім додавали до алюмінієвого розплаву. Наявність флюсів у розплаві сприяє розчиненню окисної плівки на його поверхні. Автори відмічають, що краєві кути змочування для TiB<sub>2</sub> і TiC при температурі 700°C становлять відповідно 150° і 118°. Коли ж у алюмінієвому розплаві є флюси, значення краєвих кутів зменшується для TiB<sub>2</sub> до 67° при 800 °C і для TiC – до 10° при 990 °C. Увесь процес введення шихти з розплавом займає не більше 15 хв. і не потребує такого інтенсивного переміщення розплаву, на відміну від методів отримання АМКМ без використання флюсів. Самі флюси потім видалялися з поверхні розплаву ковшем. Значення межі міцності і пластичності для композитів з 10 % TiB<sub>2</sub> та TiC становить 51, 63 МПа і 80, 105 МПа відповідно. Розподілення часток TiC у алюмінієвій матриці характеризується більшою однорідністю завдяки їх кращій змочуваності, ніж в композиційних матеріалах системи Al-TiB<sub>2</sub>.

Автори роботи [90] використовували флюси системи K-Al-Ti-F для отримання АМКМ з B<sub>4</sub>C. На поверхні часток карбиду бору, після їх введення у розплав формується стабільний реакційний шар на основі титану, джерелом якого є флюс. Цей титановий шар виступає в якості захисного покриття, що дозволяє уникнути розчинення часток B<sub>4</sub>C у алюмінії.

Крім того відомий патент [91], в якому пропонується використовувати суміші реакційно-активних порошків (Ti-C, Ti-B, Al-Ti, Al-Ti-C або B, Mg-B-Al, Zr-Si-Al, Cr-C-Al, Ti-Al-Cu, Ti-C-Si, Mo-Fe-Si, Ti-Co-C) у певних стехіометричних співвідношеннях, необхідних для утворення карбідів, боридів, та інтерметалідів за термічної обробки, для виготовлення лігатур, що потім подрібнюють або у якості спеків додають до матричного матеріалу. Так автори роботи [92] пропонують отримувати карбід титану через лігатури системи Al-

Ti-C, де алюмінію повинно бути не менше 45% (мас.) для забезпечення утворення TiC певного розміру та рівномірного розподілення за об'ємом. Суміш порошків, спресованих при низькому тиску для отримання брикетів (таблеток) з пористістю близько 60-70 % від теоретичної активують у атмосфері аргону при температурі вище температури плавлення Al. Екзотермічна реакція утворення TiC піднімає температури брикетів до 2000 °C. Готову лігатуру у вигляді пористих брикетів додають у розплав Al, нагрітий до 750 °C. Після зразки піддають екструзії для більш рівномірного розподілу зміцнюючої фази в матриці.

У мікроструктурі отриманих таким чином АМКМ виявили тільки  $Al_3Ti$ , а інші побічні фази, такі як  $Al_4C$ , відсутні. Це свідчить про те, що увесь вуглець суміші повністю пішов на утворення TiC.

Авторами відмічається зростання межі текучості та міцності на 25 і 17 % відсотків відповідно в порівнянні з матричним матеріалом при вмісті у композиті 10 % лігатури.

У роботах [93, 94] досліджували можливість уникнення формування побічних продуктів реакцій при використанні лігатур. Відзначено, що при молярному співвідношенні Ti:C = 1 : 1 у структурі лігатури завжди відмічають наявність  $Al_3Ti$ , тоді як при співвідношенні Ti:C = 1 : 1,3 вдається майже повністю позбутися формування небажаного алюмініду титану. Композити, які були отримані запропонованою схемою відрізняються підвищеними значеннями міцності та відносного подовження, що складає 10 % на відмінну від 4 % для АМКМ, у складі яких помічено  $Al_3Ti$ .

Незважаючи на деякі недоліки, пов'язані з виробництвом АМКМ при механічному замішуванні часток у розплав, ці методи завдяки їх економічності та відносній простоті досить поширені та дозволяються отримувати композити з хорошими механічними властивостями. Але пошук нових методик, що б дозволили уникнути ряд труднощів технологічного характеру, таких як сильне газонасичення розплаву в процесі активного переміщування, призвело до розвитку напрямку отримання МКМ шляхом синтезу зміцнюючої фази



безпосередньо в матриці основного матеріалу. До них відносять продування алюмінію аміаком з утворенням нітридів, дуже близький до СВС метод синтезу армуючих матеріалів (САМ-процес), синтез в матриці дисперсних часток в результаті взаємодії розплаву з сіллю та ін. Розглянемо їх детальніше.

**САМ-процес** – синтез армуючих матеріалів у рідкій металічній матриці за екзотермічною реакцією між компонентами (порошками металів, нітридів, оксидів та ін.) при 700-800 °С, що ініціюється при загальному чи локальному розігріві розплаву до 1100-1300 °С [95, 96]. Для ініціювання реакції використовують екзотермічні суміші або електрична дуга. Цей процес реалізує одну з найважливіших переваг методу – можливість отримання композитів в одну стадію.

Автори роботи [97] отримували АМКМ шляхом продування аміаку через розплав Al-Si в інтервалі температур 1000-1200 °С. Дослідження показали, що фаза AlN рівномірно розподілена у матриці, частки мають сферичну форму та розмір 5 мкм. Нітрид алюмінію термодинамічно стабільний у Al розплаві у широкому інтервалі температур.

Синтез дисперсних часток у матриці в результаті взаємодії розплаву з солями. Автори [98] синтезували TiB<sub>2</sub>, перемішуючи у вихровій воронці розплаву металу та солей K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, KBF<sub>4</sub> при температурі 750-800 °С впродовж 120 хв. Розмір часток TiB<sub>2</sub> складає 2-5 мкм, вони мають дуже чисту поверхню і добрий адгезійний зв'язок із матрицею. Так само отримували й карбід титану [99]. Дисперсні частки карбідної фази в розплаві металу формуються в результаті взаємодії титану, що міститься у розплаві алюмінію, з вуглецем, джерелом якого є солі KCl - NaCl (евтектичного складу) з добавками MgCl<sub>2</sub> і CaCl<sub>2</sub> при температурі 700-800 °С. Розплав інтенсивно перемішується для посилення реакції та рівномірного розподілу у матриці дисперсних часток TiC (0,3 мкм), що утворюється. Недоліками цього способу є хімічна агресивність розплавів солей, що може привести до пошкодження тиглю.

У роботі [100] описують процес отримання композиту Al-TiC з використанням реакції між розплавом алюмінію та попередньо виготовленою

сумішшю порошків Ti та C. Особливо звертається увага на температуру реакції, яка значно впливає на кінцеву мікроструктуру продукту.

Коли температура досягає 900 °C, разом з частками  $Al_3Ti$  голчастої форми у зразках присутні частки TiC. Підвищення температури реакції до 1050 °C дає можливість отримувати лише карбід титану, фаза  $Al_3Ti$  не утворюється.

Слід відмітити роботу [101], у якій автори особливо підкреслюють, що введення порошку алюмінію в вихідну шихту призводить до утворення теплової енергії. В результаті проходить спочатку реакція між Al і Ti, що далі ініціює реакцію між Ti і C. У статті докладно описується механізм утворення часток карбіду титану. Відбувається плавлення алюмінію, розплав огортає частки титану, завдяки чому у граничних зонах формується  $Al_3Ti$  та розчин Ti-C-Al, що є першим етапом зародження часток TiC. За температурою 1340 °C настає плавлення часток  $Al_3Ti$ , на місці яких починається другий етап формування TiC завдяки підвищеній концентрації титану у цих зонах. Відзначається, що зменшення розміру часток вихідних порошків титану і алюмінію підвищує рівномірність проходження реакції. Розмір часток карбіду титану становить 2 мкм. Автори підкреслюють, що в структурі спостерігаються залишки алюмінідів титану, що може негативно позначитися на експлуатаційних характеристиках композиту.

У роботі [102] продовжено дослідження на цю тему. Автори пишуть, що при підвищенні вмісту масової частки порошку алюмінію з 10 до 40 % температура горіння знижується і значно зменшується розмір часток карбіду титану, відбувається зміна їх форми – з блочної на октаедричну. Це може бути пов'язано з тим, що алюміній полегшує процес розчинення частинок вуглецю і титану у розплаві, наявність розплаву навколо часток TiC запобігає їх подальшому зростанню та коагуляції. Авторами був отриманий сплав, який містить наступні фази: TiC (розмір часток близько 1 мкм),  $Al_3Ti$  (наявність якої є доказом двухстадійності процесу утворення карбіду титану) і  $\alpha-Al$ .

Одже, in-situ методи дозволяють значно скоротити технологічний процес отримання АМКМ традиційними ливарними способами. Тугоплавкі сполуки, які утворилися безпосередньо в матричному розплаві, термодинамічно-стійкі, а границі матриці -змінююча фаза вільна від окислів, що забезпечує хороший зв'язок між ними. Однак відмічається, що доволі важко контролювати структурно-фазовий склад таких алюмоматричних композитів, через те не завжди можливо забезпечити необхідні властивості виробу.

Набагато більшими функціональними можливостями, а також доступністю і простотою виконання відрізняються методи порошкової металургії, які й зараз продовжують активно розвиватися.

### **1.3.2. Методи порошкової металургії в технології отримання АМКМ**

Інтенсивний розвиток порошкової металургії обумовлений виникненням все нових і нових технологій, що дозволяють отримувати вироби з унікальними властивостями, виготовити які іншими методами важко [103-106].

Технологічний процес виробництва складається з наступних основних етапів: отримання порошку металу або суміші порошків різних матеріалів, формування заготовок, спікання, додаткової і кінцевої обробки (гаряча механічна обробка, екструзія, термічна і хіміко-термічна обробка, доводка, калібрування). На практиці не рідко зустрічаються відхилення від основних технологічних схем, суміщення деяких етапів у один. Операцію спікання поєднують з гарячим пресуванням при  $(0,5-0,8) T_{пл}$ , що дозволяє отримати практично безпористі заготовки і запобігти небажаній взаємодії зміцнюючої фази з матрицею [106].

Механічне змішування та спільне розмелювання порошків – методи, що найчастіше використовують при підготовці шихти. В залежності від виду порошків, процес змішування може тривати як декілька хвилин, так і декілька годин. Розмел та змішування відбувається у спеціально розроблених для цього кульових, планетарних, вібраційних млинах, аттріторах та ін. Спільний розмел

різних порошків може супроводжуватися хімічними реакціями, оскільки у процесі частки порошку отримують досить великий запас внутрішньої енергії через накопичення значної кількості дислокацій на поверхні у результаті деформування. Наприклад, порошок алюмінію активно взаємодіє з графітом під час розмелювання з утворенням карбіду алюмінію  $Al_4C_3$ , частки якого виконують роль дисперсної зміцнюючої фази. Цей процес продовжується і при подальшому спіканні заготовок [18].

Останнім часом все частіше для приготування вихідної шихти для отримання порошкових алюмінієвих сплавів та АМКМ використовують метод механічного легування (МЛ), що дозволяє створити особливу структуру матеріалу, активізувати процеси спікання, досягнути високої гомогенності суміші. Механічне легування веде до подрібнення і пластичної деформація часток суміші, прискорюється масоперенесення і здійснюється перемішування компонентів суміші в деяких випадках до атомарного рівня; активується хімічна взаємодія твердих реагентів. Високі енергії, діючи на матеріал, що подрібнюється, призводять до його інтенсивної взаємодії із середовищем диспергування, через що процес ведеться в інертних газах або у вакуумі [107].

Автори роботи [108] вивчали ефект механічного легування на рівномірність змішування часток SiC (7 мкм) з порошком алюмінієвого сплаву АД33 (105 мкм). Співвідношення розмельних тіл і порошку складало 15:1. Атритор охолоджували, для запобігання зварювання часток між собою. Розмел проводили в атмосфері аргону, щоб уникнути окислення порошкової суміші через наявність на їх поверхні залишкових реакційноактивних газів. Дослідження структури суміші порошку після розмелу показали, що сферичні частки алюмінію набули пластинчастої форми, більшість часток карбіду кремнію через 5 годин розмелу подрібнились до 5 нм і проникли у алюміній. На рисунку 1.1 показано розподілення часток SiC у алюмінію після механічного легування в залежності від часу розмелу. Автори відмічають, що відносно рівномірне розподілення карбіду кремнію спостерігається при механічному

легуванні протягом 5 год., що призводить до підвищення мікротвердості отриманого композитного порошку від 75HV до 96 HV.

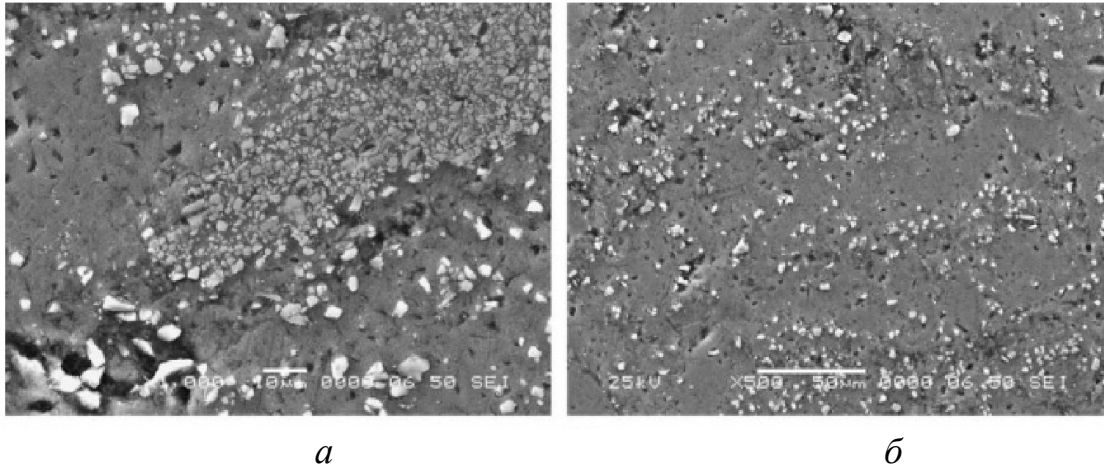


Рисунок 1.1 – Мікроструктура суміші порошоків АД33 та SiC після механічного легування в залежності від часу розмелу: *а)* 2 год, *б)* 5 год [108]

Серед недоліків такого способу отримання шихти слід зазначити присутність у порошок домішків заліза близько 1 % та зниження здатності до формування (рисунок 1.2) через ефект поверхневого наклепу для усунення якого авторами пропонується проводити відпал порошку у водні за температурою 300-500 °С.

Головним завданням компактування є утворення металевого контакту між частинками, що ускладнюється наявністю на їх поверхні частинок окисної плівки [109]. Крім того, у зв'язку з високою адгезійною активністю алюмінію в процесі пресування сумішей на його основі відбувається налипання металу на стінки прес-форм. Схоплювання алюмінію зі стінками прес-форм призводить до підвищення зусилля випресовування, утворення задириків, заклиненню інструменту і швидкому його зносу. Щоб запобігти цьому, в шихту вводять амідовоск, суспензію порошку стеараміду воску та ін. Однак, при введенні завеликої кількості мастила щільність сирих брикетів і особливо міцність спечених матеріалів падає. Крім того, високий вміст мастила викликає швидке забруднення пічного обладнання. Тому мастило не рідко наносять лише на стінки прес-форми [110, 111].

Спiкання є традицiйним методом отримання композитiв у порошковiй металургiї, метою якого є утворення металевого контакту мiж частками. Одним з важливих чинникiв, що визначає якість виробiв, виготовлених з порошокiв, є стан поверхнi частинок перед компактуванням [112]. Отриманню сплавiв та композитiв з високими експлуатацiйними властивостями перешкоджає окисна плiвка. На етапi пластичної деформацiї пiд час формування завдяки руйнуванню плiвки оксиду утворюються локальнi контактнi дiлянки, але при спiканнi практично не спостерiгається подальший рiст контактив пiд впливом дифузiйних процесiв. Це відбувається тiльки в пресовках iз слабоокислених порошокiв [113, 114]. Введення в порошок алюмiнiю рiзних добавок активує процес його спiкання. Основними вимогами, що пред'являють до легуючих добавок, – є їх здатнiсть утворювати рiдку фазу завдяки контактному плавленню.

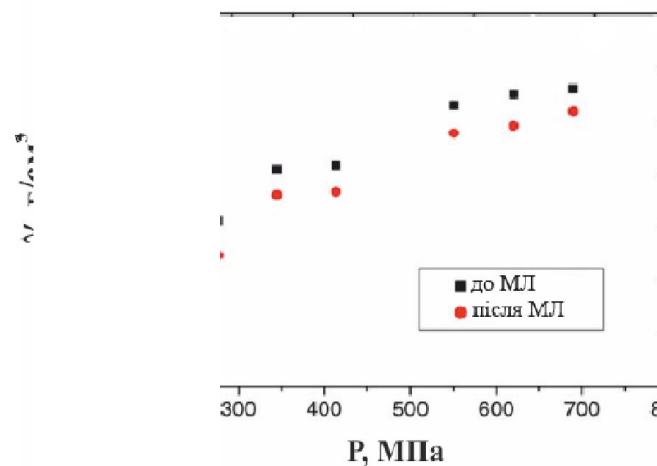


Рисунок 1.2 – Здатнiсть порошкової сумiшi до формування до i пiсля механiчного легування [108]

Так, при температурах вище температури плавлення евтектики, брикети з нiкелем помiтно ущiльнюються: поруватiсть спресованих зразкiв складала 12 - 15 %, а пiсля спiкання зменшилась до 3 - 5%, у той час як поруватiсть брикетiв з чистого алюмiнiю без добавок пiсля спiкання не змiнюється. Аналiз дiаграм стану показав, що ущiльнення заготовок при спiканнi в присутностi рiдкої фази активують тiльки метали, що добре розчиняють алюмiнiй у рiдкому станi i чия розчиннiсть у алюмiнiї в твердому станi не перевищує декiльках вiдсоткiв. До

таких металів відносять срібло, мідь, нікель та кремній. Але якщо атоми метала-добавки дифундують із розплаву в об'єм алюмінієвої частки, утворюючи твердий розчин на його основі, збільшення маси та об'єму кожної частки внаслідок уніполярної дифузії супроводжується ростом усього брикету. Оскільки від кількості рідкої фази, яку може поглинути тверда фаза, залежить ступінь збільшення об'єму часток у пресовці завдяки дифузії з розплаву, максимальна кількість легуючого елемента, що забезпечує нахождение твердого алюмінію у рівновазі із розплавом, має вирішальне значення у прогнозуванні схильності брикетів до росту при рідкофазному спіканні. Усі легуючі елементи, що активують процес ущільнення алюмінію, утворюють з ним евтектики, концентрація алюмінію у яких в декілька разів перевищує концентрацію другого елемента. Якщо при спіканні в результаті дифузії з розплаву утворюється не твердий розчин, а інтерметаліди, вплив односторонньої дифузії залишається таким самим, як і при утворенні твердого розчину.

Таким чином, аналіз специфіки утворення розплаву алюмінію при введенні добавок з різною розчинністю в твердій фазі дозволяє фізично обґрунтувати вибір легуючих елементів, що сприяють ущільненню алюмінію при спіканні [115, 116].

У роботі [117] отримували композити на основі алюмінію та його сплаву з магнієм, зміцненні 15% SiC і 7% TiC. Порошки вхідних матеріалів змішували у спирті, компактували при 250 МПа та спікали у графітовому тиглі при температурах 650 °С, 750 °С протягом однієї години. У роботі також використовували мікрохвильову піч з частотою 2,45 ГГц і швидкістю нагріву 60 °С/мін. Найкращий результат отримано для композитів, що спікали при температурі 750 °С у мікрохвильовій печі, їх відносна щільність складає 96,32 г/см<sup>3</sup>, міцність 340 МПа та мікротвердість 192 МПа. Автори відзначають, що незважаючи на високу температуру спікання не спостерігалась взаємодія між матрицею та зміцнюючими фазами і підплавлення зразків, через особливості нагріву, на відміну від традиційного способу отримання АМКМ.

Карбід кремнію та титану добре поглинають СВЧ-енергію, завдяки цьому вони виступають у ролі зон нагріву всередині зразка, усуваючи тим самим наявність теплового градієнту при спіканні [118].

Технологія саморозповсюджуючогося високотемпературного синтезу (СВС) отримала широке розповсюдження. Цей процес ґрунтується на використанні тепла, що виділяється при протіканні сильно екзотермічної реакції між вихідними реагентами, тобто СВС – синтез матеріалів горінням. Для організації процесу горіння реагенти доводиться використовувати у вигляді порошків. Однак при СВС горіння відбувається не звичайна реакція окиснення з утворенням газоподібних оксидів, а реакція взаємодії порошкових компонентів між собою або з рідкими та газоподібними реагентами з виділенням тепла, наприклад з газоподібним азотом з утворенням твердих хімічних сполук. Найчастіше це тугоплавкі неорганічні сполуки (карбіди, нітриди, бориди і т.п.), або матеріали на їх основі. За агрегатним станом продукти, що синтезуються СВС способом завжди є твердими речовинами [95, 119].

Реакція синтезу карбіду титану є типовою для СВС процесу:



$$T_{ad} = 3290 \text{ К, при } T_0 = 300 \text{ К, } (T_{ad} = T_0 + Q/c), \quad (1.4)$$

де  $Q$  – тепловий ефект реакції,  $T_{ad}$  – температура продукту реакції в адіабатичних умовах,  $T_0$  – початкова температура реагентів,  $c$  – теплоємність продукту.

В залежності від умов СВС може протікати у двох режимах: пошарове горіння [120] та об'ємний тепловий вибуху [121].

У режимі пошарового горіння хімічна реакція після її локального ініціювання саморозповсюджується за об'ємом заготовки (хвиля горіння). Як джерела запалювання СВС-систем використовують розжарені тіла (наприклад,



електрична спіраль), електродугової розряд, потік променевої енергії, хвилі горіння допоміжного складу, хімічні агенти.

Тепло, що підводиться до зразка, прогріває поверхневий шар і ініціює екзотермічну реакцію. Поблизу поверхні формується фронт горіння, який починає вільно поширюватися уздовж зразка. У зоні догорання при температурі, близької до температури СВС, відбувається коалесценція і спікання частинок продукту з малим тепловиділенням.

Режим теплового вибуху характеризується протіканням реакцій практично одночасно в усьому об'ємі реакційної системи при досягненні критичних умов (нагріву до температури горіння). У цьому режимі спостерігається дуже швидке зростання температури (зі швидкістю до тисячі градусів в секунду) майже одночасно по всьому зразку, що призводить до швидкого завершення процесу. Такий синтез найчастіше використовується для систем (порошкових сумішей) з невисоким екзотермічним ефектом хімічної реакції взаємодії реагентів.

В загальному випадку продукти СВС мають вигляд пористої губки. При горінні вільно розташованих зразків з інтенсивним плавленням форма і розміри продуктів синтезу сильно відрізняються від відхідної. Наприклад, при СВС так званих МАХ-матеріалів на основі титану и кремнію з суміші елементарних порошків завдяки росту зерен  $Ti_2AlC$ ,  $Ti_3SiC_2$  у процесі синтезу пресовки суттєво деформуються, зазнаючи осьове подовження і тангенціальне стиснення, тож сам СВС синтез рідко виступає в якості кінцевої операції отримання композиційних матеріалів [122-124].

Завдяки ряду переваг часто використовують гаряче пресування (ГП), що дозволяє максимально швидко ущільнити порошкове тіло та отримати заготовку з мінімальною залишковою поруватістю при досить невеликому тиску, який складає усього 5 – 10 % від тиску холодного пресування. Гаряче пресування поєднує процеси пресування і спікання, іноді синтезу та проводиться при температурах  $0,5-0,95T_{пл}$  основного (матричного) компоненту порошкового матеріалу. Хоча швидкість процесу для одиничного виробу

висока, при масовому виробництві метод гарячого пресування поступається роздільному пресуванню та спіканню, враховуючи затрати на одиницю продукції [109].

Іншим різновидом гарячої обробки металів та сплавів тиском є іскроплазмове спікання (ІПС) – метод спікання порошкових матеріалів під тиском, що ґрунтується на використанні імпульсного постійного струму (від одиниці до десятків кілоампер) для швидкого та рівномірного розподілення енергії плазми між частками. У результаті процес спікання займає декілька секунд, що призводить до незначного підвищення температури компакту і дозволяє працювати з легкоплавкими матеріалами [125]. ІПС як правило протікає у дві стадії. Перша стадія включає пропускання електричного струму через компакт: на міжчасткових контактах виникає іскріння, що супроводжується руйнуванням поверхневої окисної плівки. Таким чином, у вихідному стані між частками утворюються відносно слабкий контактний зв'язок при тиску менше ніж 10 МПа. Друга стадія проходить при підвищеній силі струму та при більш високому тиску, ніж перша. Це підвищення тиску у кінці процесу у 10 – 20 разів нижче тиску при холодному пресуванні, що дозволяє використовувати для ІПС менш потужне пресове обладнання. Однак розмір зразків, що отримують, не перевищує декількох сантиметрів, а дороге оснащення є одноразовим [126].

Методи гарячої екструзії полягають в продавлюванні матеріалу через отвір заданого профілю. Обробці підлягають як пористі заготовки, так і порошки, які перед обробкою запаковували в пластичні оболонки. При екструзії створюються найбільш сприятливі умови деформування, оскільки видом напруженого стану в зоні деформації є тривісне стиснення. Це забезпечує високу пластичність і можливість досягнення високих ступенів деформації [109, 127].

Серед численних варіантів технології гарячої обробки тиском особливе місце належить методам гарячого штампування пористих заготовок (ГШПЗ) [128-130]. Метод ГШПЗ, маючи багато спільного з іншими способами обробки тиском порошкових матеріалів, має цілий ряд істотних відмінностей. Так, на

думку Ю. Г. Дорофєєва [129], при реалізації методу гарячого штампування практично цілком відсутнє ущільнення за рахунок структурної деформації, тобто взаємного переміщення часток, їх більш щільного укладання і т.п., яке характерне для початкової стадії процесів пресування дисперсних систем (порошків). Формування порошкових виробів при ГШПЗ поєднується з формуванням структури і властивостей їх матеріалу. Так, якщо наклеп матеріалу має місце і при холодному пресуванні, то при гарячій обробці тиском відбуваються і рекристалізаційні процеси, що призводять до необхідності повніше враховувати температурний і швидкісний режими процесу [131]. Підвищена пластичність матеріалу призводить до пластичної деформації при контактних зон матеріалу часток, що починається одразу ж з моменту прикладання зовнішнього тиску.

Розробка технології гарячого штампування (ГШ) пористих матеріалів у кожному конкретному випадку значною мірою ґрунтується на вирішенні однієї з центральних проблем технології – визначенні оптимальних форм, розмірів і пористості заготовок під штампування, а також схеми деформації [132, 133], тому що зазначені параметри не тільки визначають технологічність і техніко-економічну ефективність процесу, але і значною мірою якість паковки.

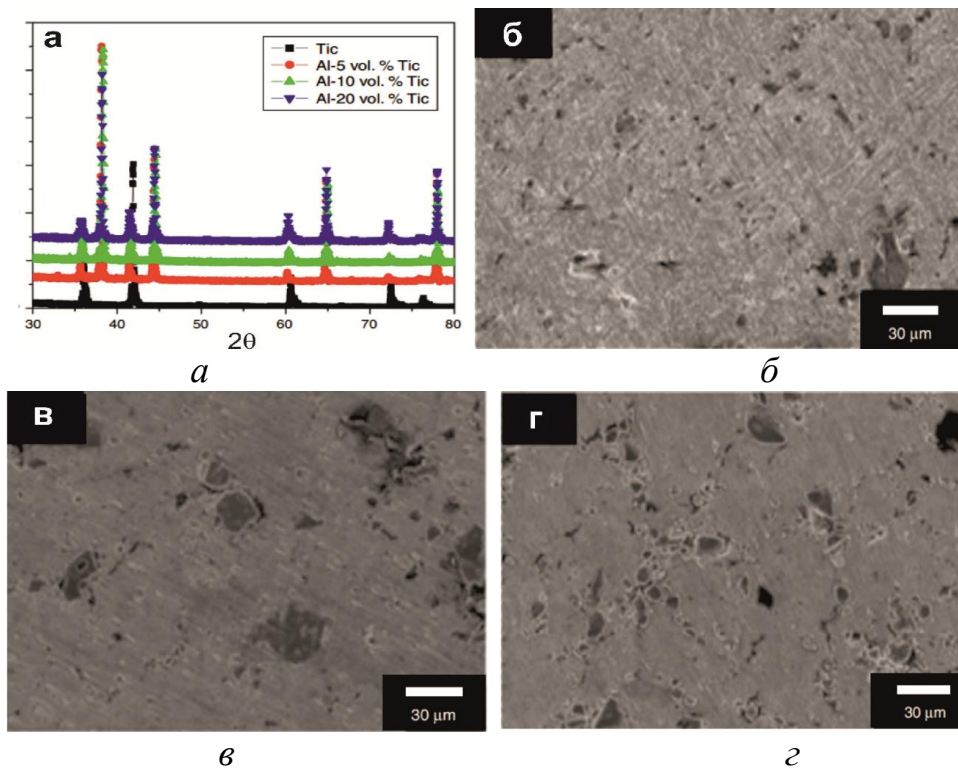
Залежно від схеми напруженого стану розрізняють вільне осадження заготовок, осадження в закритих і відкритих штампах. Незважаючи на наявність значних витрат роботи на зовнішнє тертя, кращі умови ущільнення забезпечує осадження в закритих штампах [134, 135]. При вільному осадженні або штампуванні у відкритих штампах практично неможливо досягти максимального ущільнення по всьому об'єму заготовок, що пов'язано із зменшенням щільності при віддаленні від центральної частини заготовки. Осадження в закритому штампі відповідає схемі навантаження матеріалу, що аналогічна всебічному нерівновісному стисненню, яке забезпечує максимальне ущільнення периферійних ділянок за рахунок поєднання зсувних напружень з стискуючими, що забезпечує оптимальні умови структуроутворення матеріалу [136].

Визначальними параметрами основних операцій ГШ є також температура і тиск. Структура і властивості порошкових матеріалів, отриманих методом ГШПЗ, залежать від багатьох технологічних чинників, що ускладнює розробку узагальнених рекомендацій по вибору варіантів технології ГШ. Для отримання матеріалу з гетерогенною дисперсною структурою [134, 136] рекомендується використовувати варіант, що включає короткочасний нагрів пористих заготовок в захисному газовому середовищі, подачу з печі в штамп і ГШ, подальший короткочасний відпал першого або другого роду. Відпал після ГШ використовують не лише для зняття термічних і механічних напружень, а також для підвищення характеристик пластичності і в'язкості, оскільки той сприяє сфероїдизації залишкових пор, зтягуванню мікротріщин і зменшенню числа мікропор.

Автори роботи [137] вивчали вплив гарячого пресування на мікроструктуру та механічні властивості АМКМ з карбідом титану. Вихідну суміш порошків (2-3 г.) засипали у графітовий тигель та проводили пресування при температурі 400 °С, тиску 400 МПа у вакуумі. Результати рентгенофазового аналізу показали, що взаємодії між алюмінієм та карбідом титану не відбувається (рис. 1.3 *a*). Мікроструктура матеріалу після гарячого пресування наведена на рисунку 1.3 (*б, в, г*). Розподілення TiC у матриці досить рівномірне, але за вмісту 10 % та 20 % зміцнюючої фази у композиті спостерігається агломерація частинок карбіду титану. За даним технологічним режимом отримали зразки, поруватість яких майже не перевищувала двох відсотків при максимальному вмісті TiC у композиті. Введення карбіду титану підвищує межу текучості зі 107 МПа для зразків з 5 % TiC до 207 МПа для зразків з 20 % TiC, а міцність при стисканні від 320 МПа до 360 МПа, відповідно, при збереженні досить високих показників відносного подовження (від 47,5% до 27 %).

В роботі [138] вивчали та порівнювали властивості композитів, зміцнених SiC, TiC, B<sub>4</sub>C та TiB<sub>2</sub>. Суміш порошків після ізостатичного пресування спікали у вакуумі при температурі 600 °С. Перед гарячою обробкою, щоб захистити

зразки від окислення, їх герметизували у металевих оболонках та піддавали прокатці при температурі 500 °С. Мікроструктура зразків характеризується рівномірним розподіленням керамічної складової та відсутністю помітної поруватості (рисунок 1.4). Як відмічають автори статті, щільність зразків після наближується до теоретичної, що підтверджує ефективність використання гарячої прокатки для отримання АМКМ з різними видами зміцнюючої фази. Механічні властивості отриманих зразків наведені у таблиці 1.6.



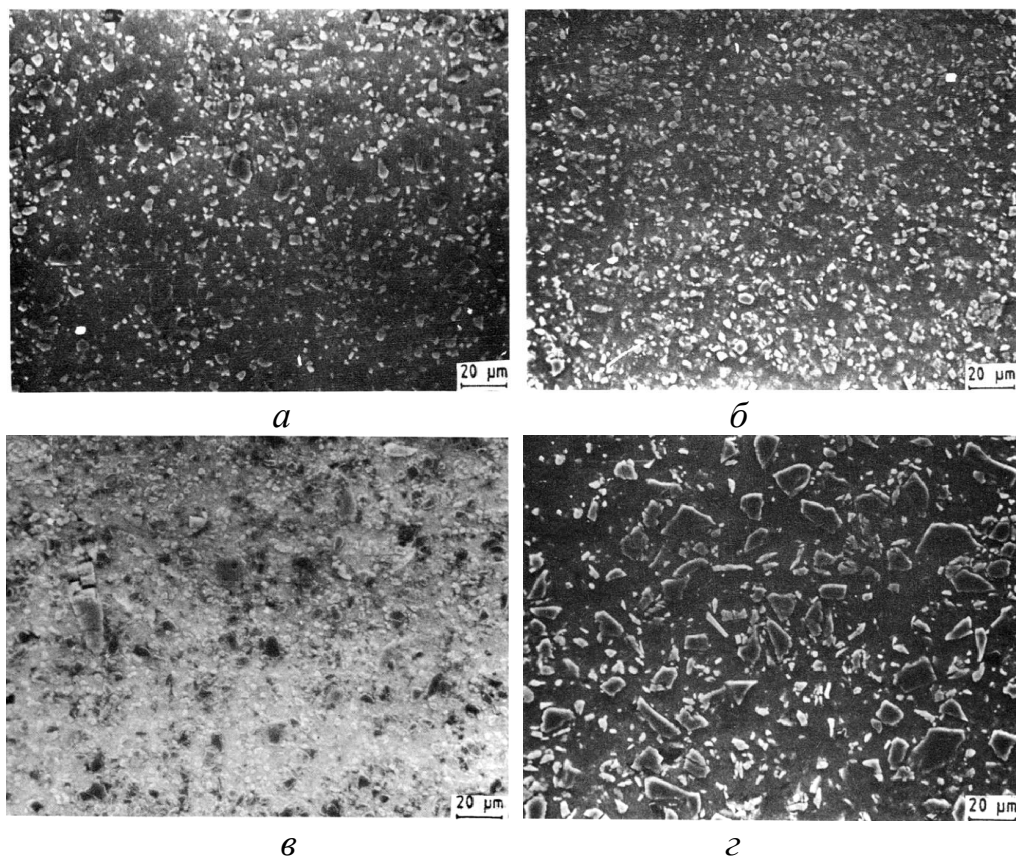
*a* – після гарячого пресування; *б* – 5% TiC; *в* – 10 % TiC; *г* – 20 % TiC

Рисунок 1.3 – Дифрактограма композитів Al-TiC після гарячого пресування (*a*) та їх мікроструктура в залежності від відсоткового вмісту TiC у зразках [137].

Таблиця 1.6 – Щільність та механічні властивості АМКМ після прокатки [132]

Матеріал	$\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Al/SiC	2,77	102	117	200	10
Al/TiC	3,14	116	148	233	9
Al/B <sub>4</sub> C	2,75	105	143	208	9,2
Al/TiB <sub>2</sub>	3,05	96	121	166	16

За даними роботи [139] алюмоматричні композити з 15 %  $B_4C$  і 1,5 %  $Co$  отримували за допомогою мікрохвильового та іскро-плазмового спікання. Вихідні порошки змішували у високоенергетичному кульовому млині протягом 30 хвилин у спирті. Отриману суміш просушували при температурі  $70\text{ }^\circ C$  та пресували при 250 МПа. Мікрохвильове спікання проводили при температурі  $660\text{ }^\circ C$  зі швидкістю нагріву  $60\text{ }^\circ C/\text{мін}$ , а ІПС – при  $500\text{ }^\circ C$  і тиску 30 МПа у вакуумі. Значення міцності на згин, межа міцності при стисканні та мікротвердості помітно вище для зразків після ІПС (таблиця 1.7).



$a$  – Al – 20 % (мас.) SiC;  $б$  – Al – 20 % (мас.) TiC;  $в$  – Al – 20 % (мас.)  $B_4C$ ;  
 $г$  – Al – 20 % (мас.)  $TiB_2$

Рисунок 1.4 – Мікроструктура АМКМ після прокатки при  $500\text{ }^\circ C$  [138].

Приклади поєднанням методики СВС з гарячим пресуванням та екструзією, або гарячим ізостатичним пресуванням наведено у роботах [140-142], де автори отримували АМКМ, зміцненні  $Al_2O_3$  та  $TiB_2$ , використовуючи суміш порошків Al-TiO<sub>2</sub>-B, Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, що змішували у кульовому млині

протягом 8 годин, компактували, нагрівали у вакуумі до 900 °С, витримували при цій температурі 60 хвилин, охолоджували до 630 °С, проводили гаряче пресування, а за ним екструзію при 420 °С. Мікроструктура, отриманих композитів наведена на рисунку 1.5. У структурі відмічено наявність не бажаної фази  $Al_3Ti$ , яка веде до підвищення міцнісних характеристик в зразках системи  $Al-TiO_2-B_2O_3$ , у яких вміст  $Al_3Ti$  більше ніж у зразках системи  $Al-TiO_2-B$  (таблиця 1.8). Під дією низьких циклічних навантажень (0,1 – 0,4 %) обидва зразка працювали стабільно, при підвищенні навантаження до 0,6 % композит  $Al-TiO_2-B_2O_3$  руйнується. Автори відмічають, що зародження та поширення тріщини відбувається у крупних частках  $Al_3Ti$ , які в першу чергу не витримують збільшення амплітуди деформації.

Таблиця 1.7 – Щільність та механічні властивості композиту АМКМ, отриманих мікрохвильовим спіканням та ІПС [139]

Склад композиту (% мас.) та спосіб отримання	$\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	HV	$\sigma_{згинь}$ , МПа	$\sigma_{ст}$ , МПа
$Al-15B_4C-1,5Co$ Мікрохвильове спікання	2,41	82	212	281
$Al-15B_4C-1,5Co$ ІПС	2,68	241	382	438

Таблиця 1.8 – Механічні властивості композитів системи  $Al-TiO_2-B$ ,  $Al-TiO_2-B_2O_3$  після екструзії [142]

Матеріал	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
$Al-TiO_2-B_2O_3$	98	210	294	6,1
$Al-TiO_2-B$	106	400	480	1,8

Однією з проблем отримання композитів СВС методом також є загасання хвилі горіння, цього не відбувається в матеріалах з інтерметалідною матрицю, бо й сама матриця і зміцнююча фаза утворюються за екзотермічною реакцією. Коли ж матриця інертна до керамічної зміцнюючої фази, що формується під час СВС процесу і виступає у якості середовища для протікання реакції, можливе затухання хвилі горіння через надлишок рідкої фази, тому рекомендують СВС

методом отримувати матеріали з високим вмістом керамічної фази та високою теплою утворення [143-147].

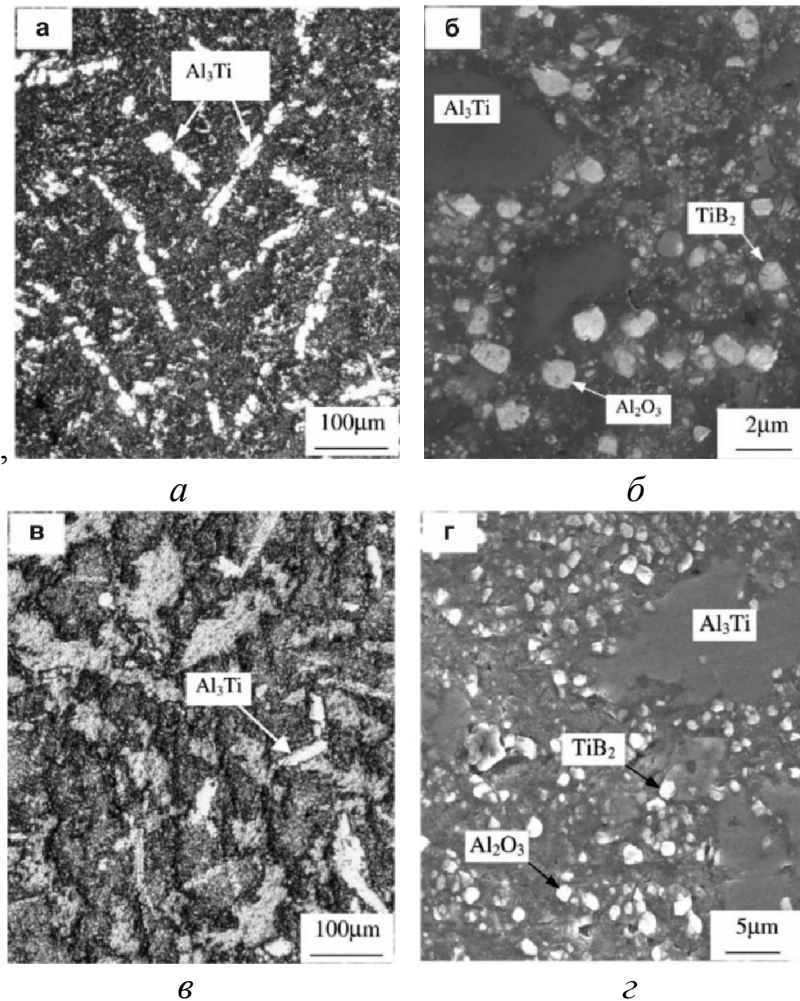


Рисунок 1.5 – Мікроструктура композитів системи Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*а, б*), Al-TiO<sub>2</sub>-B (*в, з*) після гарячого пресування (*а, в*) та екструзії (*б, з*) [141].

Автори роботи [145] досліджували можливість отримати компактні композити, використовуючи переваги СВС технології при синтезі керамічної фази в поєднанні з так званим процесом холодного спікання (**cold sintering**). Для приготування зразків, використовували чотири суміші вихідних порошків наступного складу:

1. 57,8 Al – 34 Ti – 8,5 C (% мас), Ti:C = 1:1;
2. 59 Al – 28,5 Ti – 12,9 B (% мас), Ti:B = 1:2;



Суміш порошоків готували у планетарному млині. Циліндричні пресовки з теоретичною щільністю 30 – 40 % розмішували у ректорі. Для кожного зразка готували таблетку із суміші титану та вуглецю ( $Ti:C = 1:1$ ), через яку пропускали електричний струм для ініціації СВС процесу. Для усіх трьох зразків зафіксована дуже низька швидкість горіння та виявлено формування дрібнозернистих, рівномірно розподілених у зразку часток  $TiC$ ,  $TiB_2$ , а також інтерметаліду  $Al_3Ti$ . Інтенсивність піків  $Al_3Ti$  не співпадає з еталонними та відрізняється від спектра до спектру. Автори пояснюють це явище шаруватою структурою зразків та тим, що голкоподібні частки інтерметаліду мають чітко виражену орієнтацію у напрямку хвилі горіння.

З отриманої після СВС губки виготовили два види зразків. В першому випадку губку одразу ущільнювали у камері високого тиску ( $P = 3$  ГПа,  $t = 300$  °C), що дозволило отримати композити практично зі 100 % щільністю, як і у другому випадку, коли губку спочатку розмелювали, а потім компактували.

Механічні властивості композитів практично не залежать від того, чи розмелювали губку перед компактуванням. Значення межі міцності на згин для композитів  $TiC/Al$ ,  $TiB_2/Al$  складає 550 МПа і 740 МПа, відповідно. На графіку (рис. 1.6) наведені значення межі текучості при стиску в залежності від температури випробування. Для композиту  $TiB_2/Al$  ця залежність має такий самий характер, як і для швидко охолоджених алюмінієвих сплавів.

У літературі існує не багато інформації щодо одержання АМКМ гарячим штампуванням. По даним [148] при отриманні деталей з легких сплавів саме методами ГШ виникають деякі труднощі, які пов'язані з тим, що алюміній та його сплави чутливі до температури деформації. Якщо зразки недостатньо нагріті, то у їх структурі після ГШ неповністю пройдуть рекристалізаційні процеси. Подальша термічна обробка призведе до появи грубозернистої або неоднорідної структури, що, в свою чергу, призведе до погіршення механічних властивостей поковок. Також, через те, що теплопровідність алюмінію у 2,5 рази більша ніж у сталі, що використовують для створення оснастки під ГШ, температура заготовки швидко падає, пластичність матеріалу зменшується, а

опір деформації відповідно зростає, що призводить до небажаного браку під час отримання АМКМ.

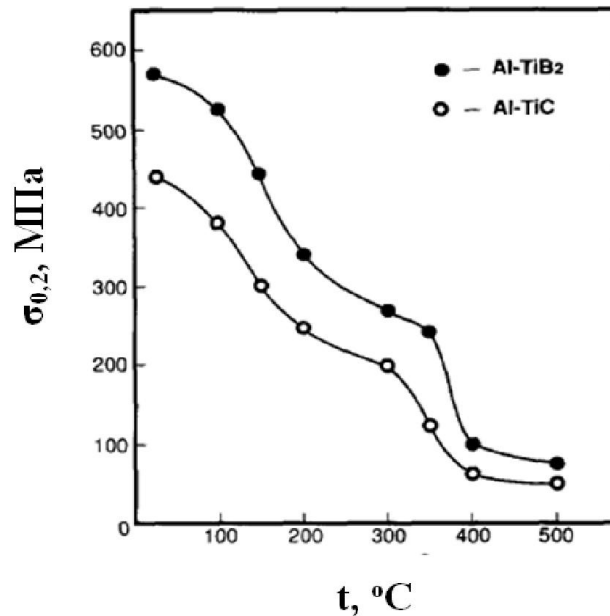
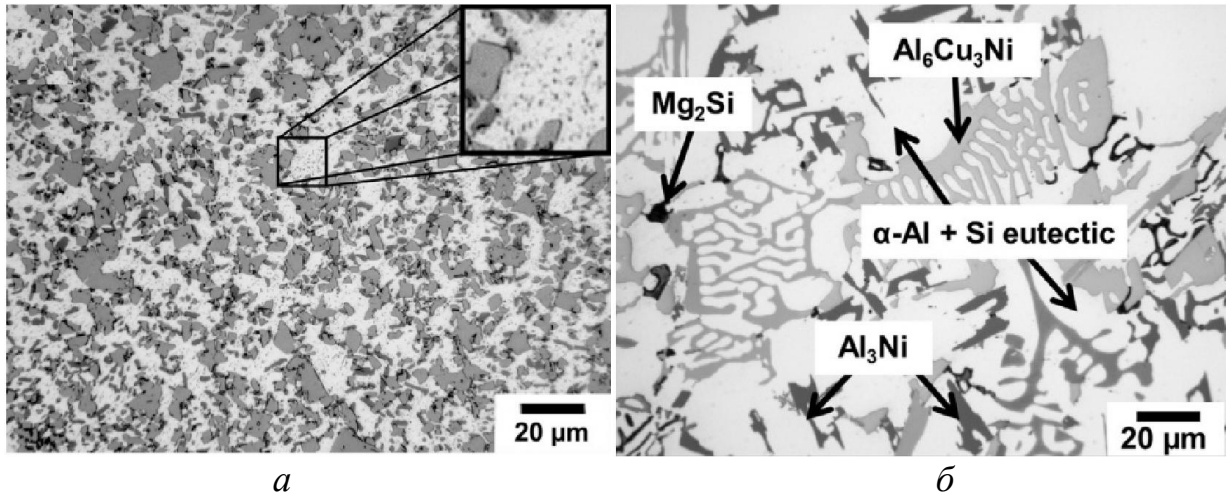


Рисунок 1.6 – Графік залежності значень межі текучості при стиску від температури випробування для композитів, отриманих СВС та холодним спіканням.

Автори ряду робіт [149-155] проводили порівняння структури та механічних властивостей різноманітних компактних та порошкових алюмінієвих сплавів, отриманих традиційними ливарними методами та об'ємною штамповкою. Так, наприклад, за даними роботи [150] поєднання методів відцентрового розпилення та гарячої штамповки дозволяє виробляти матеріали з алюмокремнієвих сплавів. Через те, що концентрація легуючих елементів, які забезпечують формування необхідних жароміцних структурних складових, у сплаві досить велика, отримати матеріал з рівномірним їх розподіленням традиційними ливарними методами практично не можливо, що й обумовлює пошук альтернативних шляхів виробництва таких сплавів.

У роботі використовували сплав наступного складу: Al-23Si-8Fe-5Mn (% мас). Гаряче штампування заготовки, отриманої після відцентрового розпилення у водоохолоджуваній тигель проводили при температурі 550 °С. У

якості порівняльного матеріалу обрали відомий ливарний промисловий сплав Al–12Si–1Cu–1Mg–1N (% мас), з якого найчастіше виробляють деталі, наприклад, для двигунів внутрішнього згорання. Структура обох сплавів наведена на рисунку 1.7.



*a* – сплав Al–23Si–8Fe–5Mn; *б* – Al–12Si–1Cu–1Mg–1N

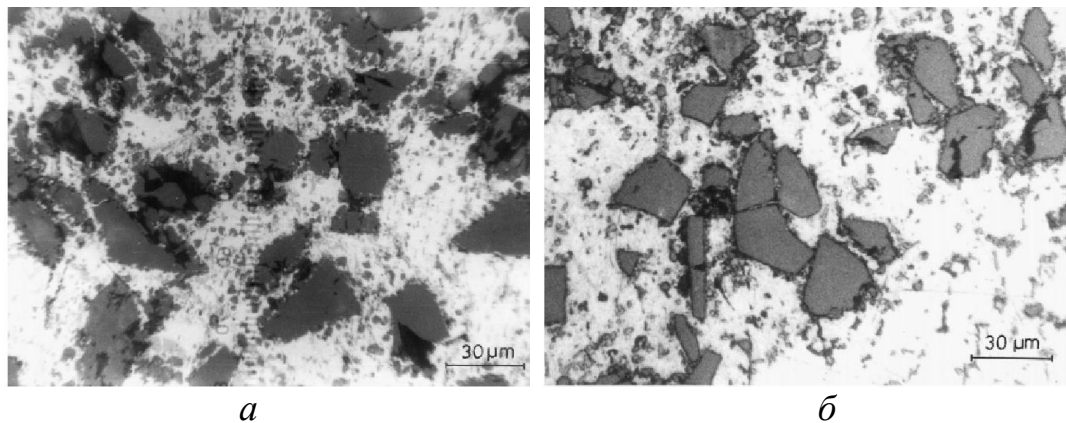
Рисунок 1.7 – Структура сплаву Al–23Si–8Fe–5Mn після гарячого штампування і сплаву Al–12Si–1Cu–1Mg–1N після гартування у воду та штучного старіння [150].

У сплаві Al–23Si–8Fe–5Mn зафіксовано наявність дрібнозернистого інтерметаліду  $\alpha$ -AlFeMnSi, що й забезпечує його термічну стабільність. При дослідженні високотемпературних властивостей сплаву Al–23Si–8Fe–5Mn (тест проводився при температурі 400 °С, протягом 100 год.) його твердість зменшилась з 90 до 80 HV (11 %), границя текучості від 210 до 195 МПа. У той час як твердість сплаву зменшилась з 110 до 55 HV (50 %), а границя текучості від 330 до 150 МПа. Таким чином, сплав Al–23Si–8Fe–5Mn можна вважати перспективною альтернативою звичайних сплавів.

Використання гарячого штампування разом зі стандартною термічною обробкою для одержання виробів з порошкових сплавів Al–5,5Cu (мас. %) [154]

забезпечує підвищення  $\sigma_b$  до 159 МПа та майже у тричі підвищує твердість матеріалу.

Автори робіт [155] успішно отримували композиційні матеріали на основі алюмінієвих сплавів Al-5Si (мас. %), зміцненні частками карбиду кремнію SiC методом ГШ при 500 °С. Процес гарячого штампування здійснювався у два етапи у штампах різного розміру. На рисунку 1.8 наведена мікроструктура композиту Al5Si-22SiC (мас. %), отриманого двома способами.



Риснок 1.8 – Мікроструктура композиту Al-5Si-22SiC (мас. %), отриманого ливарним методом (а) та після гарячої штамповки (б) [155].

Мікроструктура литого композиту характеризується досить рівномірним розподіленням часток карбиду титану, хоча частки SiC меншого розміру мають схильність до агломерування. Після гарячого штампування структура зразків більш гомогенна, пори візуально не помітні (щільність зразків збільшилась з 94% до 98,7%), що й пояснює підвищення механічних властивостей композиту (таблиця 1.9).

Таблиця 1.9 – Механічні властивості композиту Al-5Si-SiC отриманих ливарним способом та після ГШ [155]

Матеріал (мас. %)	$\sigma_{0,2}$ , МПа			$\sigma_b$ , МПа			$\delta$ , %		
	виливка	ГШ1	ГШ2	виливка	ГШ1	ГШ2	виливка	ГШ1	ГШ2
Al-5Si-9SiC	43	56	91	147	144	128	3,4	12	15
Al-5Si-13SiC	49	97	82	147	212	146	2	13	11
Al-5Si-17SiC	58	105	98	112	178	167	1	3,2	4,9
Al-5Si-22SiC	44	99	62	67	158	148	0,7	2,6	4

Автори статті зазначають, що після ГШ якість контактів між частками карбиду кремнію та матеріалом матриці набагато покращується, але у той же час у деяких випадках відбувається розтріскування часток зміцнюючої фази, через різну здатність SiC та алюмінієвого сплаву до розподілення навантаження.

Лабораторні дослідження [156, 157] показали, що для сплавів Al-Cu, Al-Mg-Si та Al-Si відповідно зміцнених  $Al_2O_3$  та SiC, оптимальний інтервал температур під ГШ 300 - 500 °C, але зі швидкістю навантаження значно нижчою за промислову 5 - 50  $s^{-1}$ . У роботі [158] отримували композит Al-Si/20 % (мас) SiC у промислових умовах, де швидкість навантаження складала 10 - 15 мм/с. Виявилось, що оптимальна температура під гарячу штамповку для цього матеріалу знаходиться близько 500 °C. Як вважають автори, через велику швидкість деформації у отриманому зразку сформувались мікротріщини.

#### **1.4. Галузі застосування АМКМ**

Композиційні матеріали на основі алюмінію характеризуються комплексом властивостей, що відкривають широкі можливості для їх застосування у різноманітних галузях промисловості. Виготовлення з АМКМ деталей конструкційного призначення дозволяє істотно зменшити масу виробу. Успішно АМКМ застосовуються для виготовлення поршнів дизельних або бензинових двигунів. Переваги застосування АМКМ як поршнів: мала маса (30% нижча ніж у чавунів), висока теплопровідність (в 3-4 рази вище ніж у чавунів), нагрів корпусу не вище 250 °C, що забезпечує краще наповнення циліндра і дозволяє підвищити ступінь стиснення в бензинових двигунах[13,14].

Шатуни, штовхачі клапанів, ковзні електромеханічних контактів, рухливі струмознімачі міського електротранспорту замість, наприклад, вугільно-графітових останнім часом також активно виробляють з композитів на базі алюмінію [160, 161].

АМКМ зміцненні бором або карбідом бору застосовують для захисту від нейтронного випромінювання. Композити з об'ємною часткою  $B_4C$  від 1 до 40 % використовують для виготовлення елементів захисту транспортних засобів, що перевозять матеріали, які розщеплюються. Подальше збільшення вмісту  $B_4C$  у АМКМ дозволяє досягнути високої теплопровідності при досить низькому коефіцієнті термічного розширення, що забезпечує ефективне їх застосування в якості підкладок, що відводять тепло [160].

Композити на базі Al з частками SiC розміром 3-40 мкм, отримані гарячою штамповкою використовують замість титанових сплавів для виготовлення втулок несучих гвинтів легких гелікоптерів, що дозволяє не тільки зменшити вагу конструкції але й вартість виробництва. У інерційних навігаційних пристроях останнім часом берилій замінюють композиційним матеріалом АД33-40 (мас. %) SiC, яких теж загалом отримують гарячою штамповкою, що дозволяє одразу виготовляти деталі необхідної форми і призводить до значної економії матеріалів [162].

АМКА з вуглецем волокнами мають дуже низький коефіцієнт термічного розширення, тобто забезпечує високу розмірну стабільність конструкцій в змінному температурному полі. Це обумовлює їх ефективне застосування в дзеркалах і опорах оптичного приладобудування, антенах підкладках та ін. У якості триботехнічних матеріалів активно використовують АМКМ, зміцнені графітом або гексагональним нітридом бору.

### **1.5. Постановка задач досліджень**

Таким чином на підставі літературного огляду можна зробити висновок, що останнім часом алюмоматричні композиційні матеріали, зміцнені дисперсними високомодульними з'єднаннями, отримали широке розповсюдження. В літературі детально розглянуті питання щодо взаємодії алюмінію та його сплавів з різноманітними зміцнюючими фазами та відмічається, що карбід титану є однією з найперспективніших добавок

внаслідок його високої твердості, модуля пружності, низької питомої ваги. Крім того, параметри гратки TiC близькі до параметрів гратки твердого розчину алюмінію.

Зміцнюючі частки у АМКМ зазвичай вводять або їх механічним змішуванням з порошком алюмінію (при використанні методів порошкової металургії), або прямим введенням в розплав алюмінію. Однак, такі методи не дозволяють в повному обсязі реалізувати можливості дисперсного зміцнення внаслідок незадовільної змочуваності часток карбіду титану алюмінієм через наявність на їх поверхні оксидних плівок. Кращим є спосіб введення зміцнюючих фаз до матричного алюмінію в якості лігатур системи Al-Ti-C [92], синтезованих в результаті *in-situ* реакції між Al, Ti і вуглецем, в результаті якої утворюються дисперсні частинки карбіду титану.

Серед методів отримання АМКМ перевага надається методам порошкової металургії. Найменш дослідженим серед них є гаряче штампування (ГШ) пористих матеріалів. Більшість статей на цю тему присвячена штампуванню алюмінієвих сплавів зміцнених  $Al_2O_3$  та SiC. До того ж, ГШ технологічно та економічно вигідний метод, що дозволяє одразу отримувати деталі заданої форми з високими механічними характеристиками.

Одже, **метою даної роботи** є встановлення закономірностей впливу технологічних схем та режимів синтезу алюмоматричних композитів системи Al-TiC функціонального призначення на особливості структуроутворення і основні фізико-механічні та експлуатаційні властивості матеріалів та розробка і удосконалення на основі отриманих результатів технологічних процесів їх виготовлення.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні **задачі**:

1. Проаналізувати сучасні уявлення відносно матеріалознавчих аспектів створення алюмоматричних композиційних матеріалів системи «Al - тугоплавка сполука» та технології їх одержання;
2. Дослідити вплив температури синтезу та складу вихідної шихти на процеси фазоутворення у лігатурі системи Al-Ti-C;

3. Встановити вплив компонентного складу порошкової суміші «алюміній – карбідовміщуюча лігатура» та режимів підготовки шихти на структуру та основні механічні властивості гарячештапованих композитів;

4. Встановити впливу схеми штампування на їх структуру і властивості; вивчити вплив схеми деформування при об'ємному штампуванні на структуру та властивості отриманих композитів;

5. Вивчити вплив компонентного складу алюмоматричних композитів на їх функціональні властивості;

6. Провести дослідно-промислово апробацію технології при виготовленні методами гарячого штампування виробів функціонального призначення з алюмоматричних композиційних матеріалів.



## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 2.1. Вихідні матеріали

Для отримання алюмоматричних композиційних матеріалів, зміцнених карбідовміщуючою лігатурою використовували порошки алюмінію (ПА-4, ГОСТ 6058-73, розмір зерна 40 мкм), титану (ПТХ-80, ТУ48-10-78-83, розмір зерна 80 мкм), вуглецю (лампова сажа, розмір зерна < 20 мкм), порошку титану (ТУ 1798-111-75420116-2006, розмір зерна 40 мкм), а також порошки міді (ПМС-1, ГОСТ 4960-2009, розмір зерна 40 мкм) та латуні (ПРВ-Л80, ПРВ-ЛН65-5, ISO 9001:2008, розмір зерна 60 мкм) для додаткового легування АМКМ.

Хімічний склад вихідних порошків наведені у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад вихідних порошків.

Порошок	Al	Ti	Cu	Л80	ЛН65-5
Хімічний склад (масова частка, % не більше)	98,6 Al	0,2 N	99,5 Cu	0,1 Fe	0,15 Fe
	0,35 Fe	0,07 C	0,018 Fe	0,01 P	5-6,5 Ni
	0,4 Si	0,35 H	0,05 Pb	79-81 Cu	0,01 P
	0,02 Cu	0,1 Fe	0,003 As	0,03 Pb	64-67 Cu
		0,3 Ni	0,005 Sb	18,7-21 Zn	0,00 Pb
		0,3 Si	0,2 O	0,005Sb	26,2-31 Zn
		0,12 Ca		0,002 Bi	0,005 Sb
		0,004 Cl			0,002 Bi

#### 2.2. Технологічний процес отримання АМКМ

Основні операції технологічного процесів синтезу лігатури системи Al-Ti-C та гарячештапованих алюмоматричних композиційних матеріалів наведені на рисунку 2.1 та 2.2 відповідно.

Як вже було відзначено у літературному огляді, у системі Al-Ti-C алюміній при плавленні виступає середою, яка сприяє утворення карбіду титану за досить низьких температур. Ряд авторів [52-54,90-92] стверджують, що для забезпечення утворення стехіометричного TiC певного розміру та рівномірного розподілення за об'ємом, алюмінію у системі повинно були не менш ніж 45 %. Для перевірки можливості низькотемпературного синтезу карбіду титану були отримані суміші з досить малим вмістом Al у системі (10 %, 20 % та 30 %), а також для оцінки впливу співвідношення компонентів суміші на структуру і фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C вихідні порошки заміщували у таких співвідношенні, щоб отримати три групи зразків з різним вмістом алюмінію від 35 % до 45 % та з різним співвідношення титану і вуглецю, для визначення впливу кількості вихідних елементів ще й на стехіометрію карбіду титану (таблиця 2.2).

Таблиця 2.2 – Склад сумішей порошоків, використаних для синтезу лігатури системи Al-Ti-C

№ суміші	Елементний склад, % (мас)		
	Al	C	Ti
1	10	18	72
2	20	16	64
3	30	14	56
4	35	6,5	58,5
5	35	9,75	55,25
6	35	13	52
7	40	6	54
8	40	9	51
9	40	12	48
10	45	5,5	49,5
11	45	8,25	46,75
12	45	11	44

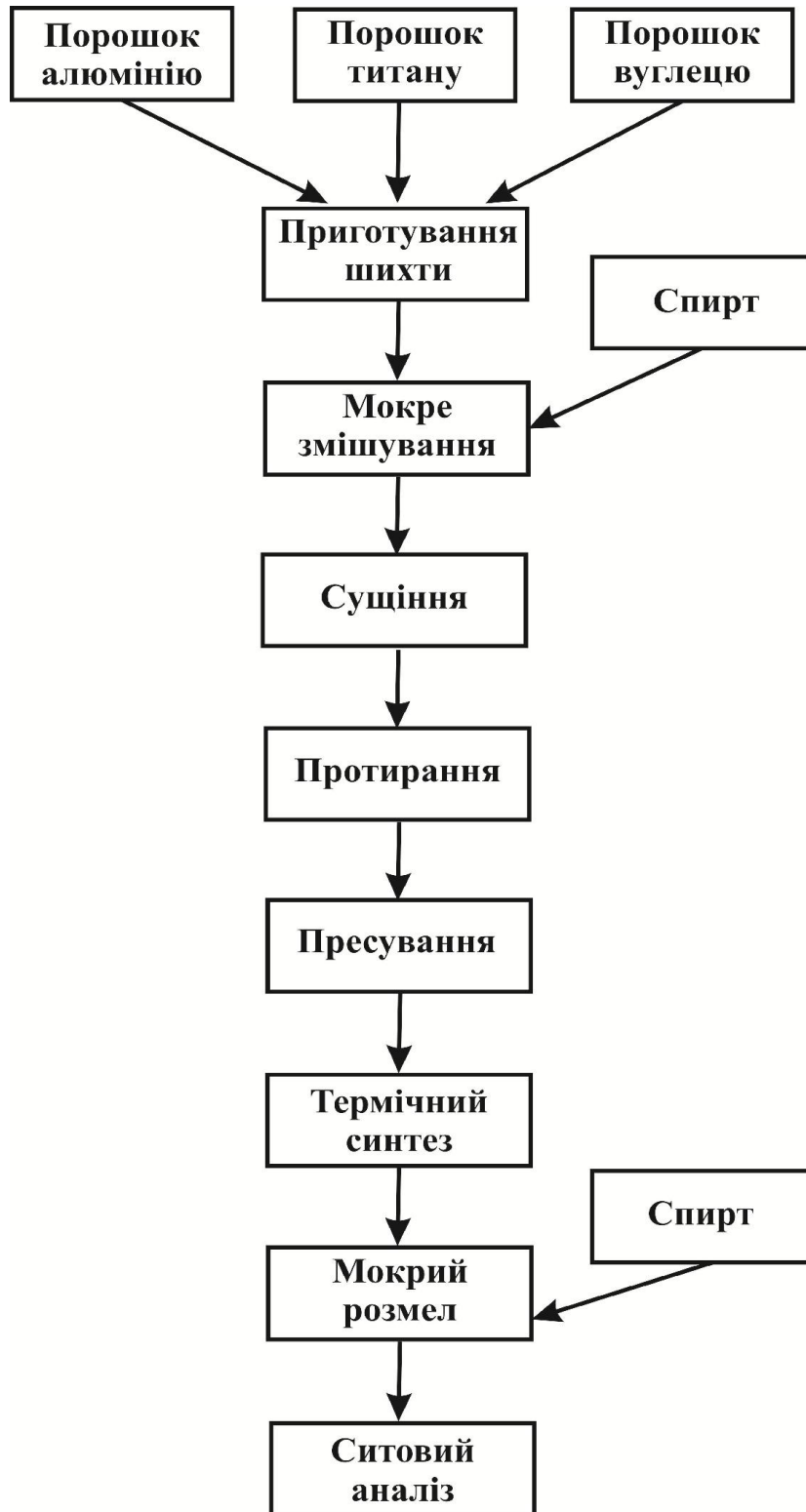


Рисунок 2.1 – Технологічна схема синтезу лігатури системи Al-Ti-C

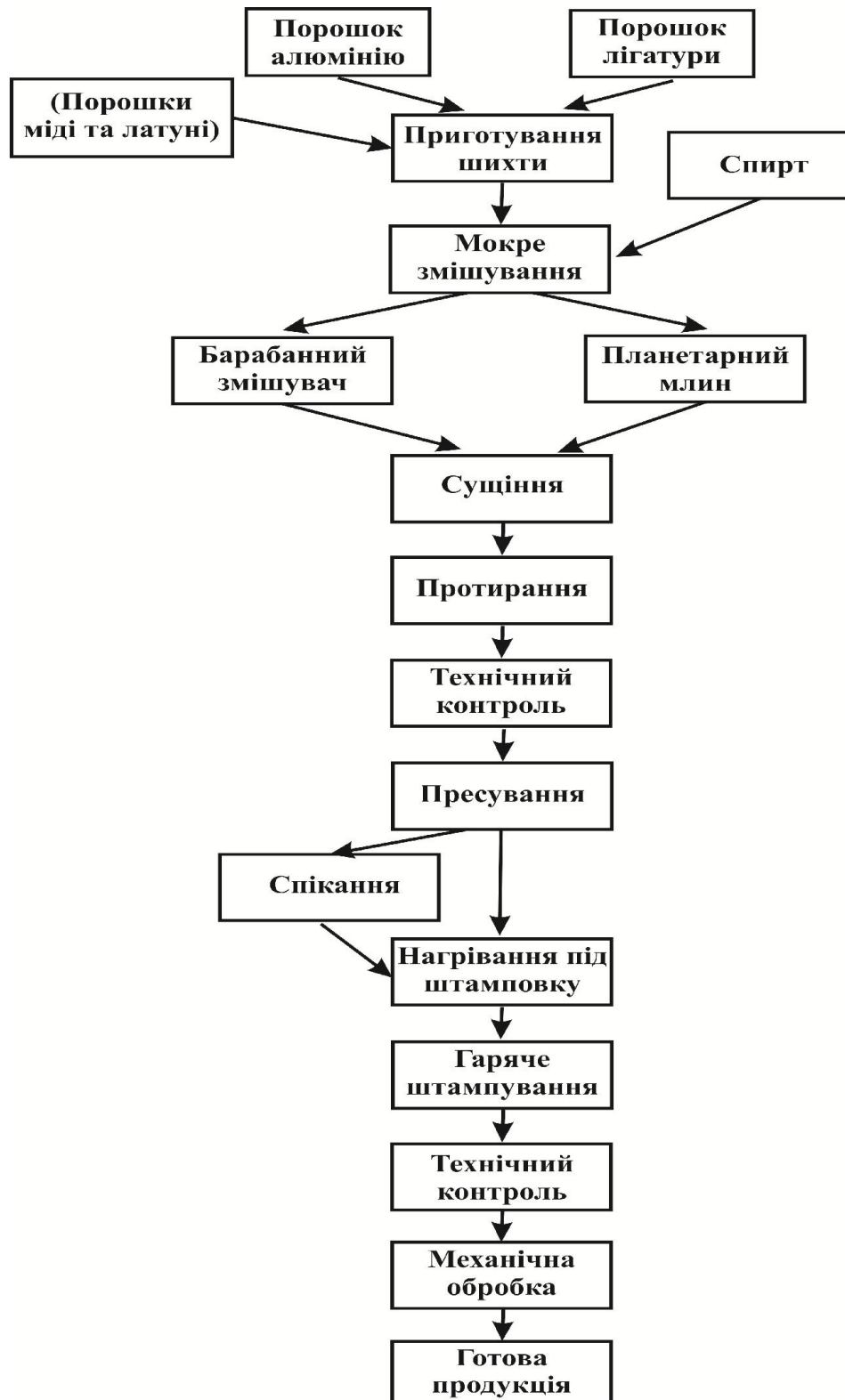


Рисунок 2.2 – Технологічна схема отримання АМКМ

Термічний синтез лігатур проводили за наступною технологічною схемою. Вихідні порошкові шихти змішували в барабанному змішувачі у спирті. З суміші порошоків були зроблені навіски (виходячи з об'єму робочої

порожнини прес-форми та насипної щільності порошку), зважування проходило на вагах ТВЕ 4 класу точності. Пресування заготовок проводилося на гідравлічному пресі (ГП60), при навантаженні 500 МПа. Отримані брикети спікали в герметичній камері, заповненій технічно чистим аргоном, на установці непрямого індукційного нагрівання при температурі 950 °С.

Після термічного синтезу брикети розмелювали в планетарному млині протягом 5 – 15 хв., в результаті чого отримували порошок відповідної лігатури.

Дисперсність частинок розмелюваної суміші контролювали за допомогою ситового аналізу. Критерієм оцінки ступеню розмелювання суміші була наявність в ній переважної кількості частинок із середнім розміром до 10 мкм.

Виготовлення експериментальних зразків АМКМ проводили за двома схемами. За першою технологічною схемою порошки алюмінію та 5÷15 % лігатури змішували протягом однієї години в змішувачі типу "п'яна бочка" у спирті.

Використовуючи другу технологічну схему, порошки алюмінію і таку ж кількість лігатури змішували в лабораторному планетарному млині протягом 7,5 хв. Використовували барабани діаметром 100 мм, об'ємом 1 л, виготовлені із вуглецевої сталі. Швидкість обертання планетарного млина –  $n = 0,75N$  кр, діаметр твердосплавних кульок – 4 – 12 мм та співвідношення маси суміші до маси кульок 1:5.

Після змішування шихта підсушувалась у сушильній вакуумній шафі при температурі 50 – 60°C, а потім протиралась через сітку № 56Н за ДСТУ 3826-82.

Надалі для обох технологічних схем отриману порошкову шихту пресували під тиском 550 МПа в заготовки циліндричної форми діаметром 40 мм та висотою 12 мм, а також заготовки конічної форми (рисунок 2.3). Спресовані заготовки нагрівали у лабораторній печі шахтного типу в проточному аргоні до температури 600 °С протягом 10 ÷ 15 хв. та піддавали

гарячому штампуванню на дугостаторному пресі ФА-1732 (рисунок 2.4), в напівзакритому штампі, схема якого представлена на рисунку 2.5.

Особливістю конструкції штампа є те, що ущільнення нагрітої до температури штампування заготовки 8 здійснюється в порожнині, утвореній верхньою 2 і нижньою 3 полуматрицями і нижнім пуансоном 7. Протягом всього циклу деформації полуматриця 2 і 3 знаходяться в стислому стані за рахунок пружних елементів 6. Деформація заготовки супроводжується її ущільненням і заповненням обсягу порожнини матриці. На кінцевій стадії деформування надлишок матеріалу заготовки видавлюється в облойну канавку товщиною близько 1 мм між верхньою і нижньою полуматрицями.

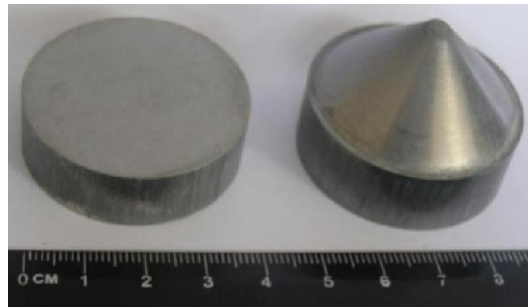


Рисунок 2.3 – Зовнішній вигляд заготовок для гарячого штампування

Частину заготовок перед гарячою штамповкою спікали при температурі  $600^{\circ}\text{C}$  протягом однієї години у аргоні, в печі шахтного типу.

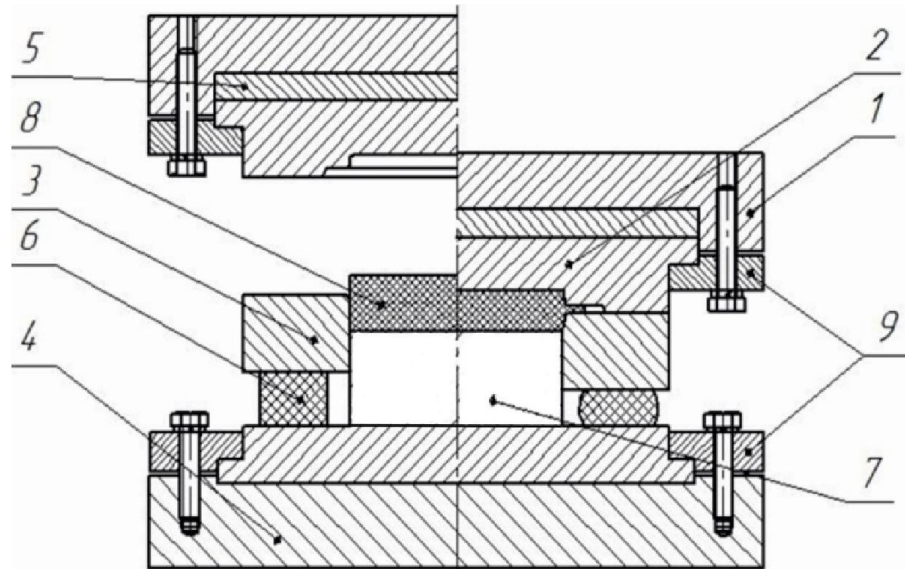


Рисунок 2.4 – Загальний вигляд дугостаторного пресу ФА-1732

Технічні характеристики дугостаторного пресу ФА-1732 представлені в таблиці 2.3.

Таблиця 2.3 - Технічні характеристики дугостаторного пресу ФА-1732

Номінальне зусилля	1600	кН
Хід повзуна	360	мм
Закрита висота	260	мм
Габаритні розміри	2520x1425x3400	мм
Маса	9500	кг



1 – верхня плита; 2 – верхня полуматриця; 3 – нижня полуматриця; 4 – нижня опорна плита; 5 – опорна пластина; 6 – пружний елемент; 7 – нижній пуансон; 8 – заготовка під штампування; 9 – верхній і нижній кріпильні фланці

Рисунок 2.5 – Експериментальний штамп для гарячого пресування.

## 2.3. Методика дослідження структури, фазового та хімічного складу сплавів

### 2.3.1. Оптична металографія

Шліфи для металографії готували за звичайною схемою: шліфували поверхню розрізаних зразків на абразивному папері різної зернистості і

полірували алмазною пастою або суспензією оксиду хрому. Для виявлення мікроструктури шліфи травили у 40%-ному розчині NaOH.

Вивчення та фотографування мікроструктур здійснювали на металографічному мікроскопі XJL-17AT за збільшенням від 100 до 400.

### **2.3.2. Скануюча електронна мікроскопія та локальний рентгеноспектральний аналіз**

Скануюча електронна мікроскопія (SEM) та локальний рентгеноспектральний аналіз (ЛРСА) проводили на приладі JEOL "Superprobe-733" з аналізатором залежності інтенсивності характеристичного випромінювання від довжини хвилі (WDS або WLS). Корекція вимірювання проведена за стандартною ZAF процедурою. Для кожної фази у матеріалі, що досліджують, проводились три або п'ять вимірювань. Оскільки похибка визначення вуглецю цим методом суттєво перевищує похибку визначення металів і збільшує останню, здебільшого визначали співвідношення вмісту металів. Вміст вуглецю визначали використовуючи дані про положення фазових полів за даними інших методів (фазовий та хімічний склад сплавів, періоди ґратки).

### **2.3.3. Рентгенівський фазовий та структурний аналіз**

Фазовий склад досліджуваних синтезованої лігатури та отриманих АМКМ встановлювали за відомими методиками [163, 164] за допомогою дифрактометру "Дрон-3" в  $\text{Co-K}_\alpha$  – випромінюванні. Зйомку проводили при напрузі 35 кВ і анодному струмі 35 мА.

Для визначення фазового складу зразків знімали дифрактограми в інтервалі кутів  $2\theta = 10^\circ - 140^\circ$ . Розшифровку отриманих дифрактограм здійснювали з використанням бази ICDD PDF-2. Визначення періодів ґратки проводили за дифракційним лініями, знятими у режимі покрокового



сканування ( $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$ ,  $t_{\text{СКАНУВАННЯ}} = 20$  с). Період ґратки досліджуваної фази уточнювали за допомогою методу найменших квадратів.

### 2.3.4. Оптична профілометрія

2D і 3D профілі поверхні, товщина, кількісні та якісні характеристики поверхні зразків визначались за допомогою безконтактного інтерференційного 3D профілографу «Мікрон - альфа» фірми «Мікрон-система». Прилад дозволяє:

1. будувати 2D та 3D профілі поверхні;
2. кількісно оцінювати характеристики поверхні;
3. спостерігати інтерференційні картини;
4. проводити металографічні дослідження.

«Мікрон - альфа» дозволяє в реальному масштабі часу відновлювати мікротопографію поверхні із роздільною здатністю 5 нм шляхом обробки послідовності інтерференційних даних (картин), які реєструються цифровою камерою під час комп'ютерного керування переміщенням опорного дзеркала. При цьому максимальна вимірювальна висота рельєфу вздовж вісі Z становить 40мкм [165].

З метою оцінки якості одержаних відтисків, доцільно проводити вимірювання наступних параметрів поверхні:

Параметри амплітуди профілю:

- Максимальна висота піку  $R_p$  – цей параметр визначається як найбільша висота піку профілю на базовій довжині, тобто як максимальна висота профілю відносно середньої лінії.

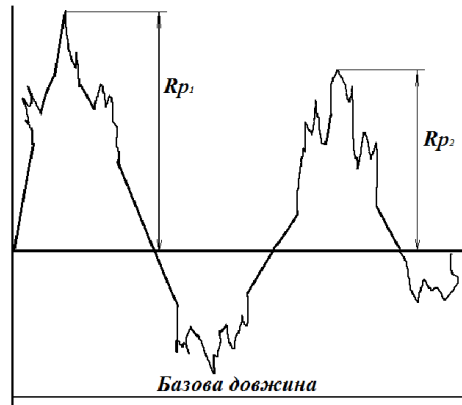


Рисунок 2.6 – Максимальна висота піку профілю (на профілі шорсткості)

- Максимальна глибина долини профілю  $R_v$  – даний параметр представляє собою найбільшу глибину долини профілю на базовій довжині, тобто відносно середньої лінії.

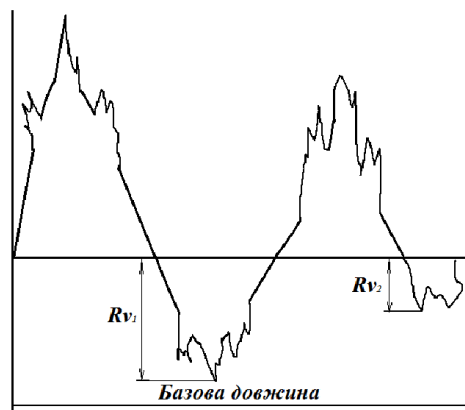


Рисунок 2.7 – Максимальна глибина піку профілю (на профілі шорсткості)

- Максимальна висота профілю  $R_z$  – це сума максимальної висоти піка профілю  $R_p$  і максимальної глибини долини профілю  $R_v$  на базовій довжині.
- Загальна висота поверхні  $R_t$  – це сума максимальної висоти піка профілю  $R_p$  і максимальної глибини долини профілю  $R_v$  на довжині оцінки. Цей параметр не схильний до ефекту усереднення.

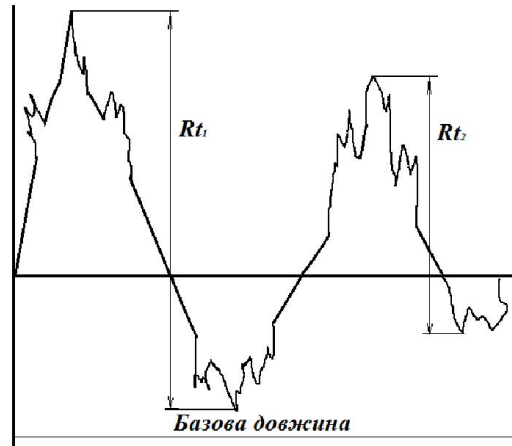


Рисунок 2.8 – Висота елементів профілю (на профілі шорсткості)

Середні значення параметрів профілю

- Середнє арифметичне відхилення профілю  $R_a$  – представляє собою середнє арифметичне абсолютних значень ординат  $z(x)$  на базовій довжині 1 – середня шорсткість. Внаслідок цього окремі нехарактерні піки та долини не мають суттєвого впливу на значення даного параметру.

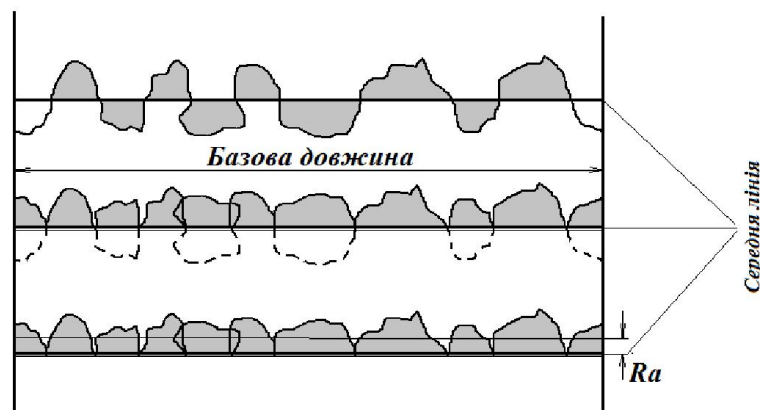


Рисунок 2.9 – Відхилення  $R_a$

- Середнє квадратичне відхилення профілю  $R_q$  – визначається як середнє квадратичне значення ординат  $z(x)$  на базовій довжині. Даний параметр використовується в оптиці, оскільки тісно пов'язаний з оптичною якістю поверхні.
- Ексцес профілю  $R_{ku}$  – цей параметр характеризує розмах розподілення висот. Поверхня із гаусівським розподіленням висот має значення

ексцесу = 3. Поверхня, насичена гострими виступами, матиме високе значення  $Rku$ , а горбиста поверхня – навпаки.

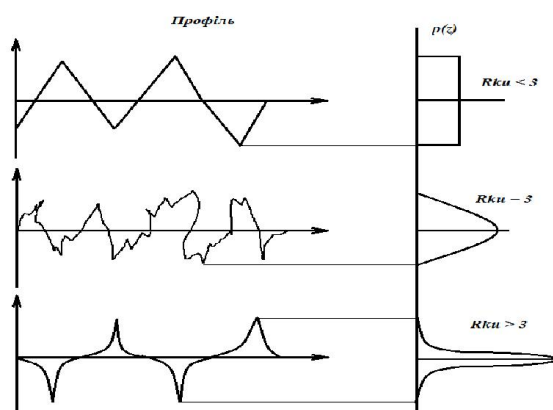


Рисунок 2.10 – Профілі із позитивним (зверху), нульовим (по середині) та від’ємним (знизу) значеннями параметру  $Rku$ .

### 2.3.5. Диференційний термічний аналіз

Диференційний термічний аналіз (ДТА) проводили на установці, що сконструйована і виготовлена у відділі фізичної хімії неорганічних матеріалів ІПМ НАНУ. Використано датчик, аналогічний розробленому Ю.А. Кочержинським із співавторами [166]. На відміну від конструкції Ю.А. Кочержинського, використаний датчик складається із молібденового блоку на вольфрамовій ніжці та струнних термопар вольфрам/ВР20.

Попередні експерименти встановили, що до температур  $\sim 2000$  °С суттєві відмінності в роботі приладу при використанні молібденового блоку, порівняно з використанням вольфрамового, не спостерігалися. Як захисне середовище виступав гелій високої чистоти під тиском 100 кПа, швидкість нагріву і охолодження становила переважно 20 °С/хв. Зразки розміщували в керамічні тиглі з  $Al_2O_3$ . Калібрування термопар здійснювали, використовуючи набір первинних та вторинних реперів МПТШ-90: Al, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ru – та допоміжні (Fe і Si). Відтворюваність міжнародної практичної температурної шкали (МПТШ), що є комбінацією випадкової та інструментальної похибок, становить від 3 до 10 °С в інтервалі 1200 – 1800 °С.

## **2.4. Методи дослідження властивостей порошку лігатури та компактного матеріалу**

Перед отримання композиційного матеріалу, зміцненого порошком карбідовміщуючої лігатури визначали його гранулометричний склад.

Перед проведенням механічних досліджень АМКА здійснювали вимірювання фізичних властивостей: густини та пористості за ДСТУ ISO 2738:2009.

### **2.4.1. Дослідження гранулометричного складу порошку лігатури**

Гранулометричний склад отриманого порошку лігатури визначали методом ситового аналізу [167, 168] згідно ДСТУ 2640-94, використовуючи сита за ДСТУ 4292:2004. Результати обробляли у Microsoft Office Excel 2007.

Для досліджень використовували прилад "Ротап", який працює за принципом обертового руху зі швидкістю  $300 \pm 15$  об/мін з одночасним струшуванням з рівномірною частотою. Тривалість розсівання проби становить 30 хв. З метою запобігання резонансу між ситом і порошком через кожні 10 с. коливання автоматично зупинялися на 0,5 с. Після розсіву фракції порошоків зважували з точністю до 0,01 г. Для кожної партії порошку ситовий аналіз проводили не менше 3 разів. За обсяг, що кількісно характеризує фракції, приймали середнє арифметичне отриманих результатів.

Через середній арифметичний розмір часток у кожній фракції визначали середній розмір часток порошку  $d_{cp}$ , що і є параметром, який характеризує гранулометричний склад.

### **2.4.2. Методика визначення пікнометричної густини**

Звичайний пікнометр – мірна посудина з відомим об'ємом (10, 25, 50 мл). Пробу порошку поміщають у сухий та попередньо зважений пікнометр, який на дві третини об'єму заповнюють порошком та знов зважують. Після цього

вільний об'єм заповнюють спиртом. Пікнометр з порошком та спиртом знову зважують і після цього розраховують густину за формулою:

$$\gamma_n = \frac{F_2 - F_1}{V - \frac{F_3 - F_2}{\gamma_{cn}}} \quad (2.2)$$

де,  $F_1$  – вага пікнометру, г;  $F_2$  – вага пікнометру з порошком, г;  $F_3$  – вага пікнометру з порошком та спиртом, г;  $V$  - об'єм пікнометру,  $см^3$ ;  $\gamma_{cn}$  – густина спирту,  $г/см^3$ .

### 2.4.3. Вимірювання мікротвердості

Вимірювання мікротвердості проводили за методом Віккерса – вдавлуванням у фазу, мікротвердість якої визначається, чотиригранної алмазної піраміди з кутом між протилежними гранями у вершині  $136^\circ$ . Мікротвердість визначали відношенням навантаження  $P$  до площі поверхні одержаного відбитка  $F$  за формулою:

$$H_\mu = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = \frac{1,854P}{d^2}, \quad (2.2)$$

де  $\alpha$  – кут між протилежними гранями піраміди (край вершини), рівний  $136^\circ$ ;

$d$  – середня арифметична довжини обох діагоналей відбитка після зняття навантаження.

Мікротвердість структурних складових визначали на приладі ПМТ-3 при кімнатній температурі та навантаженні 25 - 50 г, тривалість витримки становила 30 с. Ділянка для вимірів повинна бути вдвічі більша за діагоналі відбитків. Виміри повторювали 10 – 30 разів.

### 2.4.4 Методика визначення твердості матеріалу

Визначення твердості проводили на приладі ТШ-2М по методу Брінелля, шляхом вдавлування кульки в поверхню зразка з додержанням вимог ІСО

6505-4. Твердість зразків вимірювали на верхній частині площини зразка за ДСТУ 3668-97, ДСТУ ISO 6506-1:2007. Діаметр кульки – 10 мм, загальне навантаження 1500 Н. Температура випробування 20 °С.

#### 2.4.5. Визначення основних мехічних характеристик

Випробування зразків на розтяг проводили на машині УМТ – 100. Установка для визначення властивостей міцності і деформації твердих матеріалів при навантаженнях на розтяг, стиск і вигин. Механічне навантаження може бути створене статичним чином, як знакозмінне навантаження низьких частот.

Схематичне зображення зразків, що досліджували представлено на рисунку 2.12.

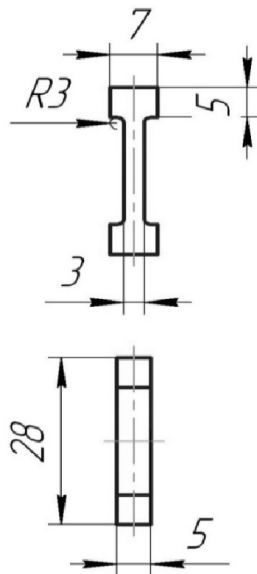


Рисунок 2.11 – Схематичне зображення зразків для випробування на одноосний розтяг.

#### 2.4.6. Визначення корозійної стійкості

Корозійні випробування проводили за прискореним способом, який полягає в періодичному зануренні зразка в розчин. Зразок для випробувань знаходиться в розчині 1 годину, на повітрі – 0,5 години. Загальний час 57

випробувань – 7 годин. Оцінка результатів корозійних випробувань проводилася за формулою:

$$k = \frac{M}{St}, \quad (2.3)$$

де  $k$  – ваговий показник швидкості корозії ( $\text{г}/\text{м}^2$  година);  $M$  – корозійні втрати маси зразка, г (різниця у вазі до і після випробувань);  $S$  – площа поверхні зразка,  $\text{м}^2$ ;  $t$  – час випробувань, год.

Глибинний показник швидкості корозії  $\Pi$  перераховувався за формулою:

$$\Pi = \frac{8,76}{\gamma} k, \quad (2.4)$$

де  $\gamma$  – густина випробуваного матеріалу,  $\text{г}/\text{см}^3$

Глибинний показник швидкості корозії характеризує середнє проникнення корозійного руйнування в матеріал у міліметрах за одиницю часу (1 рік), тобто мм/рік.

#### **2.4.7. Методика визначення триботехнічних характеристик матеріалу**

Випробування проводилися в парі з кругом зі сталі У10 за ДСТУ 2823-94 на машині торцевого тертя. Трибологічні властивості визначалися по методиці ГОСТ 26614–85. Сутність методики полягає у визначенні залежності величини зносу і сили тертя від швидкості ковзання і сили навантаження і в обчисленні їх інтенсивності зношування і коефіцієнтів тертя.

Циліндричні зразки досліджували в режимі сухого тертя при навантаженні 0,4, 0,7 та 1 МПа, при швидкості 1 - 4 м/с та відстані 1 км. У якості контртіла використовували сталь У10, твердістю 197 МПа.

Інтенсивність зношування зразка і контртіла визначалися методом ваги – зважування зразка і контртіла до і після випробування через кожний кілометр шляху тертя при ступінчатому навантаженні. Маса зразка визначалася з



похибкою не більше 0,0005 г на лабораторних вагах з найбільшою межею зважування 200 г, за ДСТУ 7270:2012.

**РОЗДІЛ 3**  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА**  
**ФАЗОВОГО СКЛАДУ ЛІГАТУР СИСТЕМИ Al-Ti-C В ПРОЦЕСІ**  
**ТЕРМІЧНОГО СИНТЕЗУ ТЕРМІЧНИМ СИНТЕЗОМ**

**3.1. Термодинамічний аналіз та визначення впливу температури синтезу на фазовий склад сплавів системи Al-Ti-C**

Оскільки метою термічного синтезу є забезпечення певних фазових перетворень між компонентами, потрібно встановити умови протікання можливих реакцій. Для встановлення умов синтезу карбідної фази у системі Al-Ti-C було виконано термодинамічний аналіз, де за значеннями зміни енергії Гіббса розглядали принципову можливість розвитку процесу та отримання відповідних матеріалів. Для розрахунків використовували програму HSC Chemistry 5.11. Значення зміни енергії Гіббса ( $\Delta G$ ) в залежності від температури були розглянуті для наступних реакцій:



З графіків, наведених на рисунку 3.1 помітно, що значення  $\Delta G$  від'ємні для всіх реакцій, окрім реакції під номером 13, що свідчить про термодинамічну можливість протікання зазначених реакцій в зворотному температурному інтервалі. У той же час, найбільші від'ємні значення енергії Гіббса для реакцій (11), (7), (4), (10), (1) та (8) дозволяють зробити висновок про те, що саме ці реакції є найбільш сприятливими для системи Al-Ti-C.

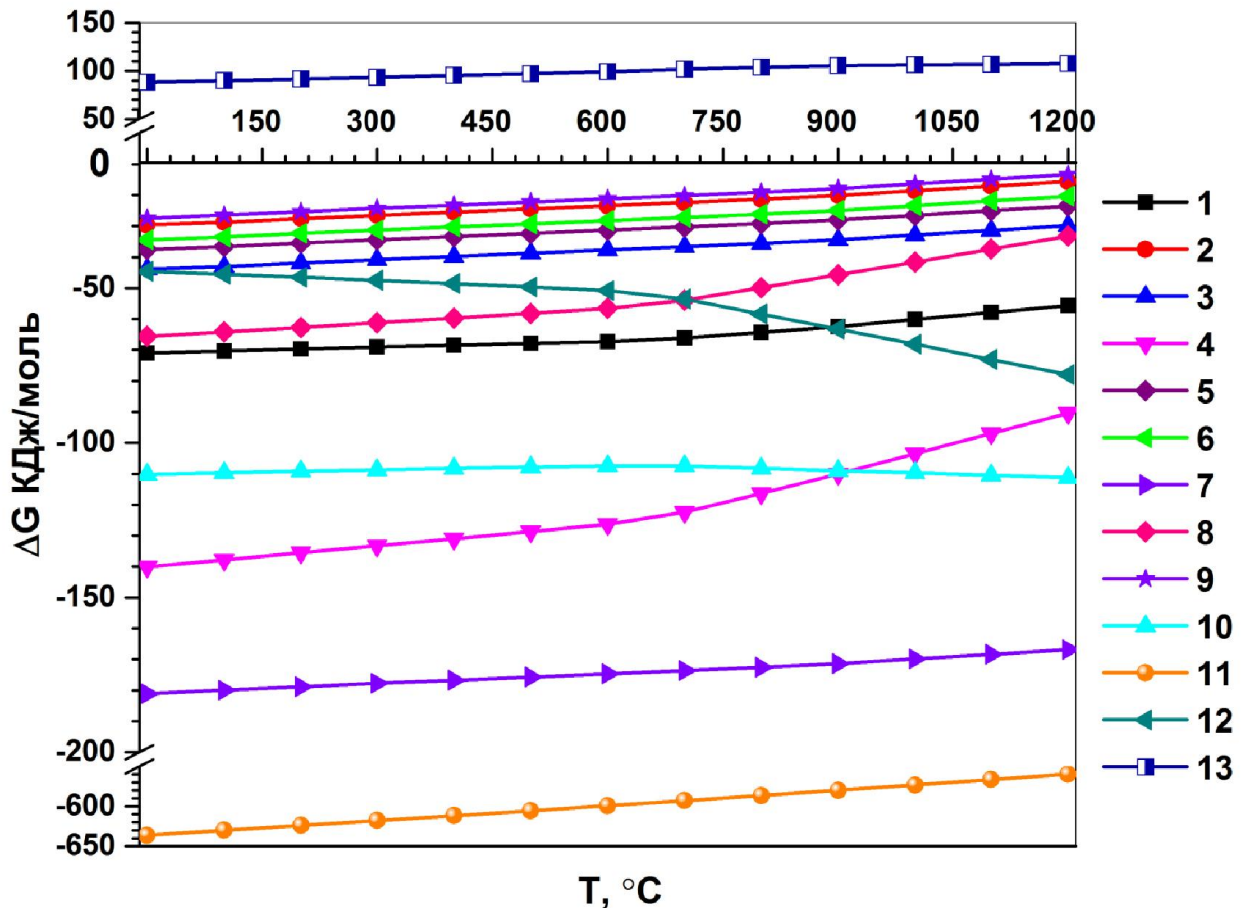
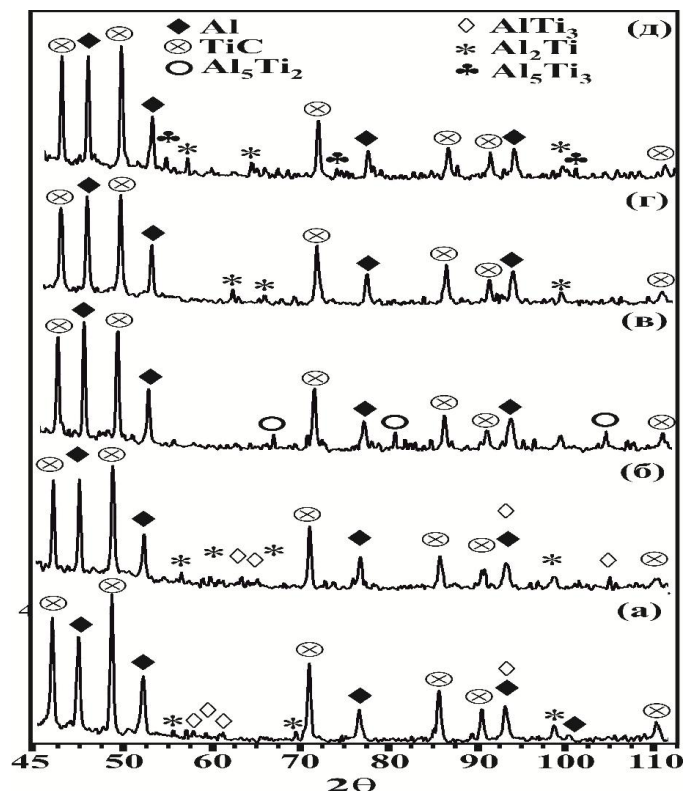


Рисунок 3.1 – Графік залежності зміни вільної енергії Гіббса від температури

Для визначення впливу температури синтезу на зміну фазового складу лігатури, в якості модельного було обрано зразок з вмістом алюмінію 45%. З аналізу літератури відомо, що формування карбіду титану у алюмінієвому розплаві починається при температурі 800 – 900 °C [15, 38, 62], тож початковою температурою для дослідження було обрано 950 °C.

Синтез проводили при температурі від 950 до 1200 °С з кроком 50 °С і витримкою 1 годину.

Дослідження процесу термічного синтезу для складу 45Al-11C-44Ti (% мас) дозволили встановити, що при нагріванні при 950 °С відбувається *in-situ* виділення в алюмінієвій матриці часток карбиду титану TiC (Рис. 3.2, *a*). Підвищення температури синтезу з 950 до 1200 °С не призводить до помітної зміни характеру дифрактограм. Основними фазами є карбід титану і алюміній. Також є ряд ліній, що належать алюмінідам титану Al<sub>2</sub>Ti, AlTi<sub>3</sub> і судячи з інтенсивності піків, їх вміст в матеріалі незначний. Однак при температурі 1100 і 1200 °С спостерігаються піки алюмінідів Al<sub>5</sub>Ti<sub>2</sub>, Al<sub>5</sub>Ti<sub>3</sub> теж незначної інтенсивності, що замінюють інтерметалід AlTi<sub>3</sub>.



*a* – 950 °С; *б* – 1050 °С; *в* – 1100 °С; *г* – 1150 °С; *д* – 1200 °С

Рисунок 3.2 – Фрагменти дифрактограм синтезованої лігатур складу 45Al-11C-44Ti (% мас.)

Диференціальний термічний аналіз досліджуваної системи показав, що на температурній кривій присутні яскраво виражені ендотермічний пік з мінімумом при 670 °С і екзотермічні піки за максимумами при 812 °С, 1150 °С відповідно (рис. 3.3).

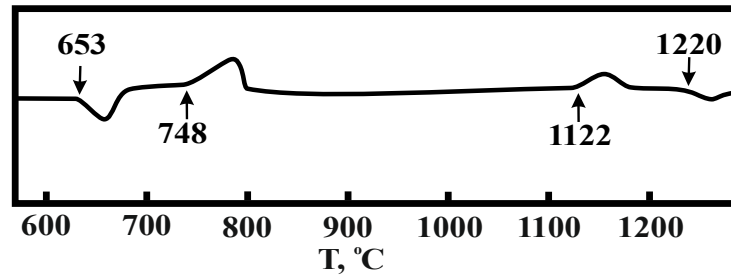


Рисунок 3.3 – Диференціальний термічний аналіз порошкової суміші складу 45Al-11C-44Ti (% мас.)

Мінімум ендотермічного піку відповідає температурі плавлення алюмінію, що у подальшому слугує середовищем для утворення карбіду титану, за досить низьких температур. Є підстави припустити, що утворення інтерметалідів та карбіду титану відбувається одночасно і тоді їх теплові ефекти співпадають. Наступний екзотермічний пік починає формуватися при температурі 1122 °С і за інтенсивністю він менше ніж попередній, що співпадає з результатами рентгенофазового аналізу (рис. 3.3, з, д) і свідчить про появу інтерметалідів

Оскільки значної зміни фазового складу лігатури зі зміною температури синтезу не спостерігається, в подальшому для отримання горячештапованих дисперсно-зміцнених композитів на основі алюмінію використовували лігатуру, синтезовану при температурі 950 °С.

### **3.2. Вплив компонентного складу шихти на особливості структури та фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C**

Склад сумішей порошків, використаних для синтезу лігатури системи Al-Ti-C наведено у розділі 2, таблиці 2.2.

У результаті синтезу вихідні зразки (рис. 3.4, *a*) перетворилися в досить міцні, але розділені на прошарки спеки, що нагадують за зовнішнім виглядом зразки одержувані при СВС (рис. 3.4, *б*). При цьому, після спікання спостерігається помітне об'ємне зростання брикетів внаслідок дегазації адсорбованих і розчинених газів, що супроводжується утворенням макропор і раковин (рис. 3.4, *в*). А також в результаті того, що в системах, де один компонент має високу розчинність в твердій фазі (в основному компоненті) і малу – в рідкій (в добавці) відбувається істотна формозміна зразка після синтезу. Такі порошкові тіла при значній концентрації другого компонента характеризуються зміною об'єму внаслідок переважного масопереносу в тверду фазу, це справедливо і для потрійних систем типу Al-Ti-C через те, що розчинність титану в рідкому алюмінії мала [167, 168].

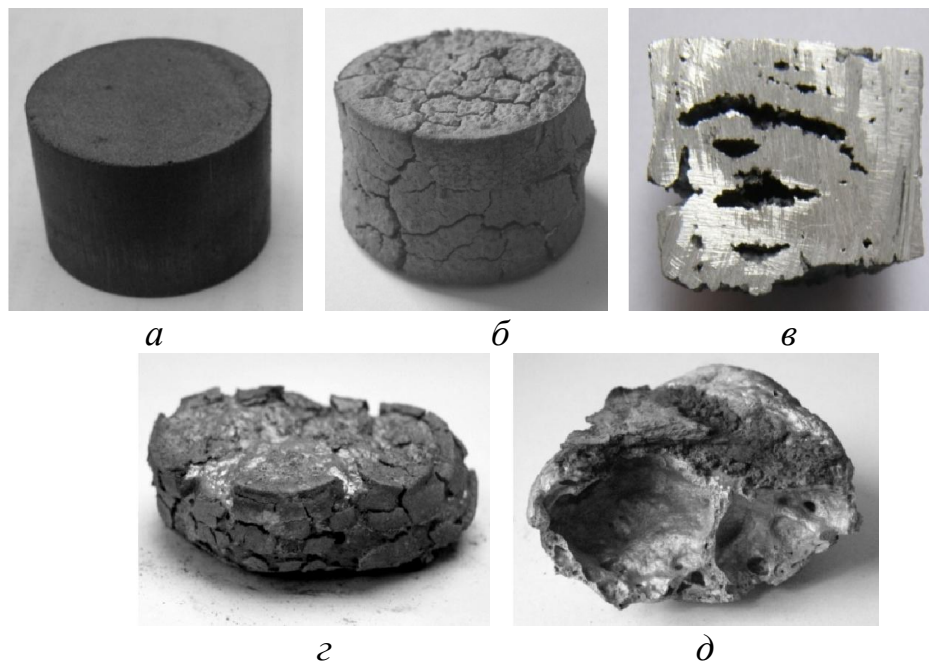


Рисунок 3.4 Зовнішній вигляд вихідних брикетів (*a*) та характерний вигляд зразків після термічного синтезу для стехіометричних складів (*б*) і не стехіометричних складів (*г*) та їх макроструктура (*в*, *д*)

Реакція горіння протікає в характерному для СВС режимі теплового вибуху одночасно у всьому об'ємі пресовки. При досягненні температури 920-

950 °C зразок починає світитися, потім через 3-5 секунд відбувається його самозаймання. За допомогою термопари, встановленої всередині контейнера, була зафіксована температура самозаймання брикетів, яка становить  $1000\text{ °C} \pm 30\text{ °C}$  і знаходиться в залежності від процентного вмісту алюмінію, чим більше алюмінію, тим менше температура самозаймання (рис.3.5).

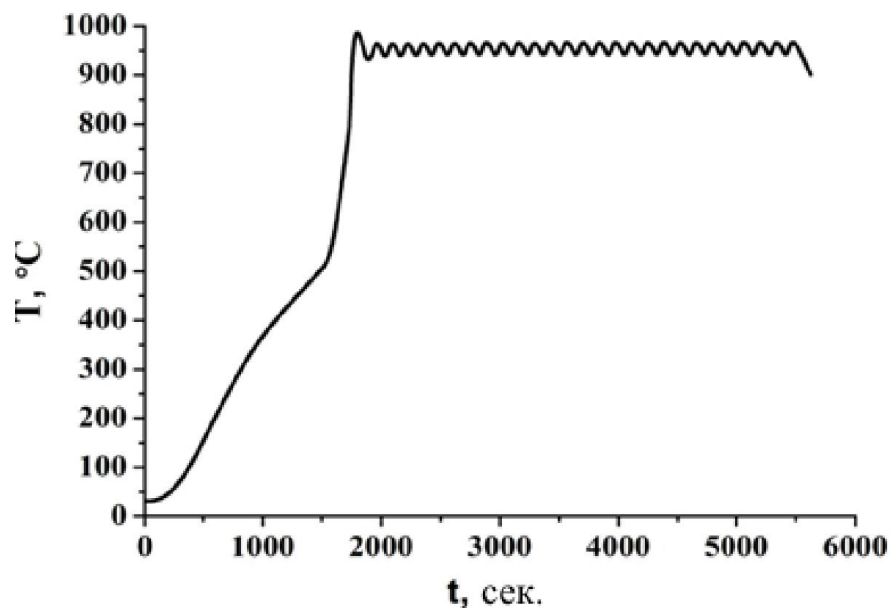
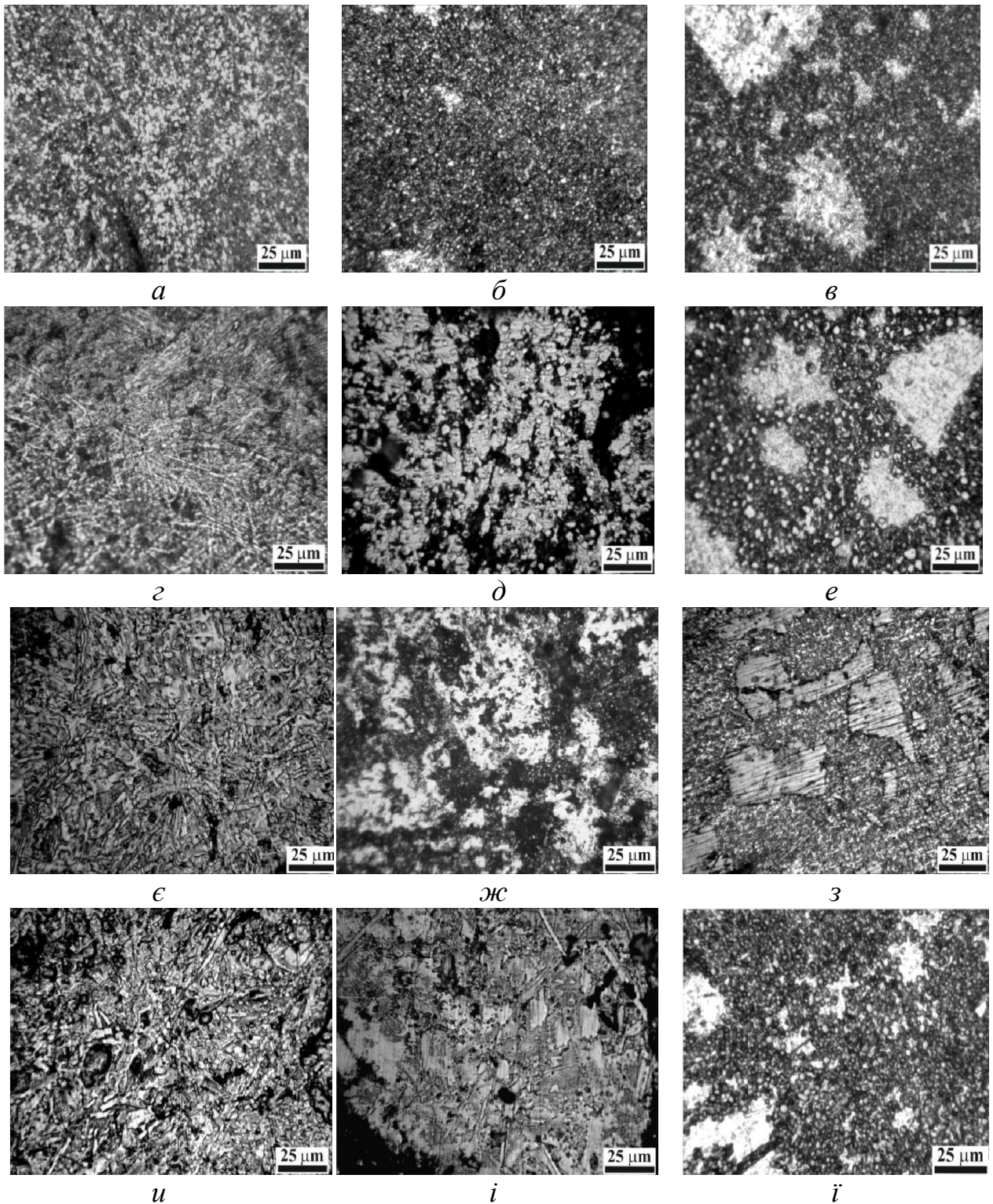


Рисунок 3.5 – Характерний графік температурно-часової залежності при нагріванні зразка складу 45Al-11C-44Ti (% мас.)

Результати оптичної мікроскопії зразків після термічного синтезу наведені на рисунку 3.6 показують, що зміна кількості вуглецю значно впливає на структуру синтезованої лігатури. Так, у групі зразків з найменшим вмістом вуглецю, не залежно від вмісту алюмінію спостерігається практично однакова структура (рис. 3.6, *г, ж, д*).



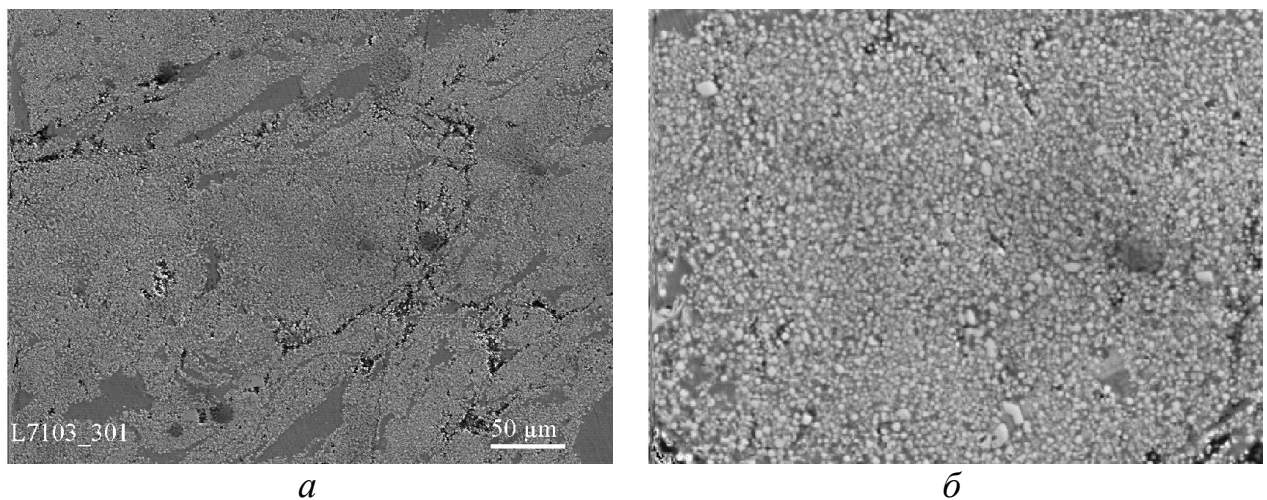
*a* - 10Al-18C-72Ti (% мас.), *б* - 20Al-16C-64Ti (% мас.), *в* - 30Al-14C-56Ti (% мас.), *г* - 35Al-6,5C-85Ti (% мас.), *д* - 35Al-9,75C-55,25Ti (% мас.), *е* - 35Al-13C-52Ti (% мас.), *е* - 40Al-6C-54Ti (% мас.), *ж* - 40Al-9C-51Ti (% мас.), *з* - 40Al-12C-48Ti (% мас.), *u* - 45Al-5,5C-49,5Ti (% мас.), *i* - 45Al-8,25C-46,75Ti (% мас.), *i* - 45Al-11C-44Ti (% мас.)

Рисунок 3.6 – Мікроструктура лігатур системи Al-Ti-C після термічного синтезу при температурі 950 °C



Схожа картина спостерігається і в зразках із стехіометричним вмістом вуглецю (рис. 3.6, *a-в, е, і*), але тут простежується деяка залежність і від вмісту алюмінію. Зі збільшенням його вмісту у зразках на зображеннях мікроструктури з'являються великі світлі ділянки. Для зразків 35Al-9,75C-55,25Ti (% мас.), 40Al-9C-51Ti (% мас.), 45Al-8,25C-46,75Ti (% мас.) (рис. 3.6, *д, з, і*) за оптичним зображенням важко простежити вплив вмісту компонентів, у кожному випадку маємо різну мікроструктуру.

Для детального дослідження структури лігатур на скануючому електронному мікроскопі (SEM) було обрано найбільш показні зразки з кожної групи (рис. 3.7 та 3.8), а результати кількісного аналізу представлених елементів структури наведені у таблиці 3.1.

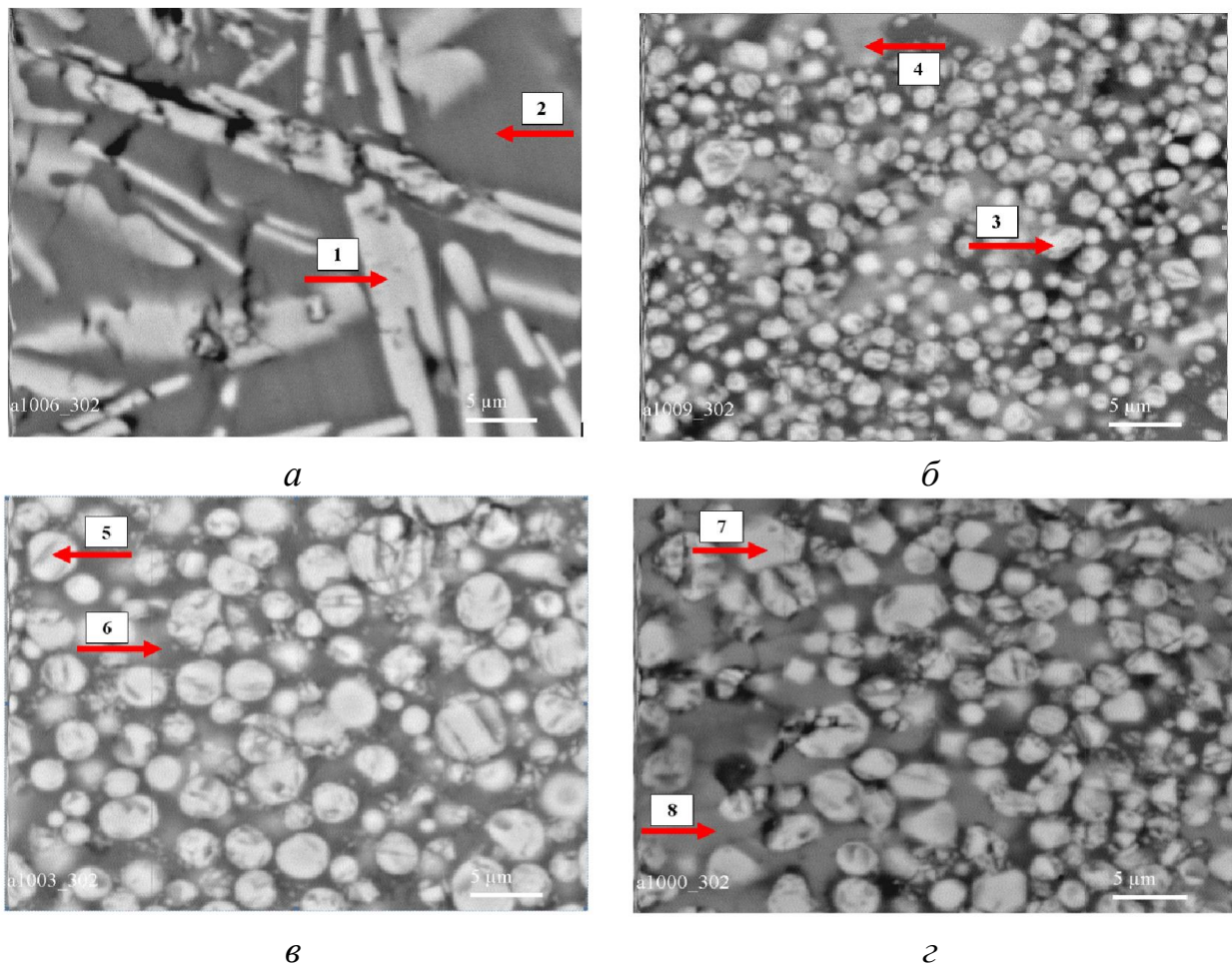


*a* – 45Al-11C-44Ti (% мас.); *б* – 20Al-16C-64Ti (% мас.)

Рисунок 3.7 – SEM зображення лігатури системи Al-Ti-C після синтезу ( $\times 200$ )

Результати мікроструктурного аналізу (рис. 3.7 та 3.8) показали наявність в структурі синтезованих лігатур досить рівномірно розподілених у сірій металевій матриці світлих частинок зміцнюючої фази різної дисперсності та форми. Структура, де видно сірі області, оточені дисперсними сферичними частинками, характерна для зразків з вмістом алюмінію 30 - 45%, які змішували з урахуванням стехіометрії карбиду титану (рис. 3.7, *a*). У зразках із

максимальним вмістом вуглецю та з 10 і 20 % алюмінію світлі дисперсні частинки рівномірно розподілені за обсягом і розташовані досить щільно одна до одної (рис. 3.7, б). При цьому, у зразках з найменшим вмістом вуглецю, отриманих із сумішей № 4, 7 та 10 (таблиця 2.2) світлі включення виглядають як разорієнтовані витягнуті голкоподібні зерна (рис. 3.8, а) не залежно від вмісту алюмінію.



*а* – 40Al-6C-54Ti (% мас.); *б* – 20Al-16C-64Ti (% мас.);  
*в* – 45Al-11C-44Ti (% мас.); *г* – 35Al-9,75C-55,25Ti (% мас.)

Рисунок 3.8 – SEM зображення лігатури системи Al-Ti-C після синтезу (×3000)

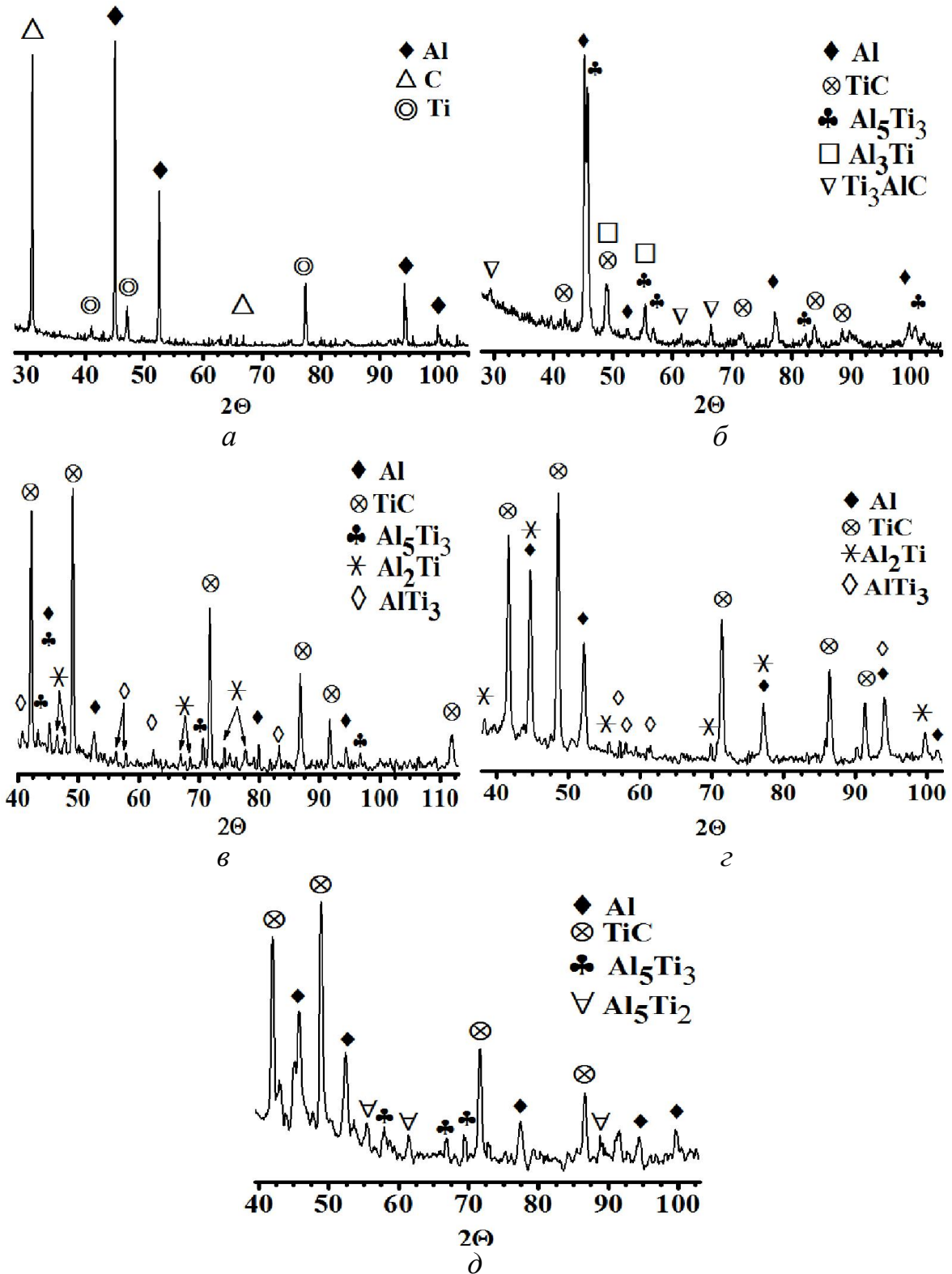
Кількісний аналіз показав, що сіре поле на фотографіях мікроструктур (рис. 3.8) складається, головним чином, з алюмінію, або інтерметалідів на основі алюмінію та титану (таблиця 3.1 спектри 2 та 6), або ж суміші алюмінію і частинок карбіду титану (спектр 8) [46], світлі округлі частки (спектри 3, 5 і 7) відповідають близькому до стехіометричного складу карбіду титану, а витягнуті голкоподібні зерна (спектр 1) представляють собою потрійний карбід  $Ti_3AlC$  – відсотковий вміст елементів в цій фазі близький до стехіометричному складу такого з'єднання [53]. Спектри 4 і 6 можна віднести, мабуть, до часток твердого розчину на основі алюмінію.

Таблиця 3.1 – Вміст (% мас.) елементів в різних точках зразку синтезованих лігатур системи Al-Ti-C (див. рисунки 3.7, 3.8)

№ спектру	Al, %	Ti, %	C, %
1	15,31	78,81	5,88
2	63,473	36,527	-
3	3,714	78,336	17,950
4	92,861	2,839	4,299
5	0,409	77,313	22,278
6	98,863	-	-
7	0,585	81,857	17,558
8	57,821	38,723	3,457

Результати рентгенофазового аналізу представлені на рисунку 3.9.

На фрагменті дифрактограми вихідної суміші, як і очікувалося, присутні рефлекси Al, Ti і C (рис. 3.9, а). Після реакційного синтезу на дифрактограмах всіх зразків наявні яскраво виражені лінії карбіду титану та алюмінію, поряд з якими є ряд ліній, що належить алюмінідам титану  $Al_3Ti$ ,  $Al_5Ti_3$ ,  $Al_2Ti$ ,  $AlTi_3$ ,  $Al_5Ti_2$  (рис. 3.9, б, в, г, д) і судячи з інтенсивності піків, вміст останніх в матеріалі незначний. У випадку лігатури, виготовленої із суміші № 7 складу 40Al-6C-54Ti (% мас.) на рентгенограмі присутні і лінії потрійного карбіду титану  $Ti_3AlC$ , наявність якого було виявлено ще при дослідженні



*a* – вихідна порошкова суміш; *b* – 40Al-6C-54Ti (% мас.); *c* – 20Al-16C-64Ti (% мас.); *d* – 45Al-11C-44Ti (% мас.); *e* – 35Al-9,75C-55,25Ti (% мас.)

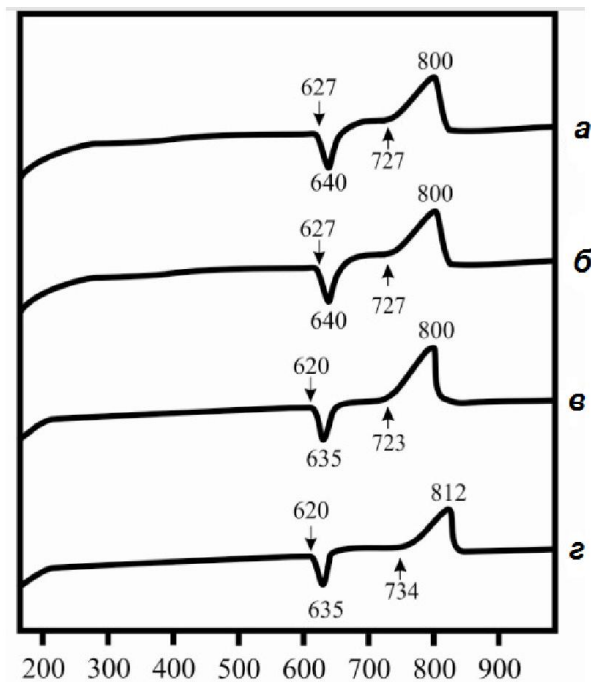
Рисунок 3.9 – Фрагменти дифрактограм вихідної порошкової суміші (*a*) і синтезованих лігатур системи Al-Ti-C (*b, c, d, e*)

СЕМ зображення даного зразка (рис. 3.9, б). Алюмініди титану формуються в залежності від відсоткового вмісту компонентів, що входять у склад зразків і їх значна розмаїтість в лігатурах після термічного синтезу може бути пов'язана з умовами охолодження зразків після спікання: так, згідно [169, 170] із зміною коефіцієнта тепловіддачі можна одержати чистий моноалюмінід титану або багатофазний продукт. Як правило, у зразках, де спочатку формується алюмінід титану  $AlTi$  або склад вихідної суміші близький до стехіометрії  $AlTi$ , завжди присутні сліди інших інтерметалідів, таких як  $AlTi_2$ ,  $AlTi_3$ ,  $Al_2Ti$ ,  $Al_5Ti_3$ ,  $Al_{11}Ti_5$ . Утворення цих алюмінідів відбувається через серію твердорідкофазних або твердофазних реакцій, де початковим продуктом обов'язково виступає  $AlTi$ .

Диференціальний термічний аналіз досліджуваних систем показав, що для всіх складів вихідних сумішей на кривих ДТА присутні яскраво виражені ендотермічні і екзотермічні піки (рис. 3.10). Для зразків з вмістом 20 і 35 мас. % алюмінію мінімуми ендотермічних і максимуми екзотермічних піків практично збігаються (при температурах близько  $640\text{ }^{\circ}C$  і  $800\text{ }^{\circ}C$  відповідно). У зразків з вмістом 40 мас. % і 45 мас. % алюмінію спостерігаються ендотермічні піки з мінімумами при  $635\text{ }^{\circ}C$ , а максимуми екзотермічних піків відповідають температурам  $812\text{ }^{\circ}C$  і  $800\text{ }^{\circ}C$  (рис. 3.10, в, г). Ендотермічний ефект при температурах  $635 - 640\text{ }^{\circ}C$  пояснюється появою рідкої фази, яка утворюється при температурах нижчих, ніж температура плавлення алюмінію, що пов'язано з формуванням різних алюмінідів титану при спіканні, зокрема  $AlTi$ . В результаті дифузії атомів алюмінію в титан виділяється значна кількість теплоти, яка і викликає нагрівання зразка до температури плавлення алюмінію. Утворення рідкої фази різко збільшує міжфазну поверхню, через яку здійснюється дифузія, що призводить до збільшення температури. Однак уся теплота, що виділяється при утворенні інтерметалідів, витрачається на процес плавлення алюмінію і практично ніякого зростання температури на кривих ДТА в цій області не спостерігається [166].

Екзотермічні піки на кривих ДТА при  $800\text{ }^{\circ}C$  і  $812\text{ }^{\circ}C$  відповідають *in-situ* формуванню карбіду титану в результаті твердофазної взаємодії алюмінідів

титану з вуглецем, де розплав алюмінію, що не прореагував з титаном, виступає у якості середовища, яке інтенсифікує утворення карбіду титану [167; 168]. Виходячи з того, що реакції (7) є однією з найбільш термодинамічно вигідних, можна припустити, що формування карбіду титану йде саме таким шляхом. Температура утворення TiC на ДТА може бути заниженою, тому що для досліджень використовувались наважки не великої маси. При синтезі лігатур зафіксовано розігрів пресовок в середньому до 1000 °С.



*a* – 35Al-9,75C-55,25Ti; *б* – 20Al-16C-64Ti; *в* – 40Al-6C-54Ti;  
*г* – 45Al-11C-44Ti.

Рисунок 3.10 – Диференціальний термічний аналіз порошкової суміші системи Al-Ti-C складів

Слід зазначити, що на кривих ДТА відсутній екзотермічний пік, пов'язаний з формуванням складного карбіду титану  $Ti_3AlC$ , що був виявлений при рентгенофазовому аналізі у зразках з найменшим вмістом вуглецю від 5,5 % до 6,5 %, мас. Це дозволяє зробити висновок, що його утворення протікає або в процесі повільного охолодження вже після утворення TiC за реакцією TiC

+  $\text{AlTi}_3 \rightarrow \text{Ti}_3\text{AlC}$  [38; 92], або ж  $\text{Ti}_3\text{AlC}$  формуються одночасно з частками карбіду титану і тоді їх екзотермічні піки збігаються [137; 144].

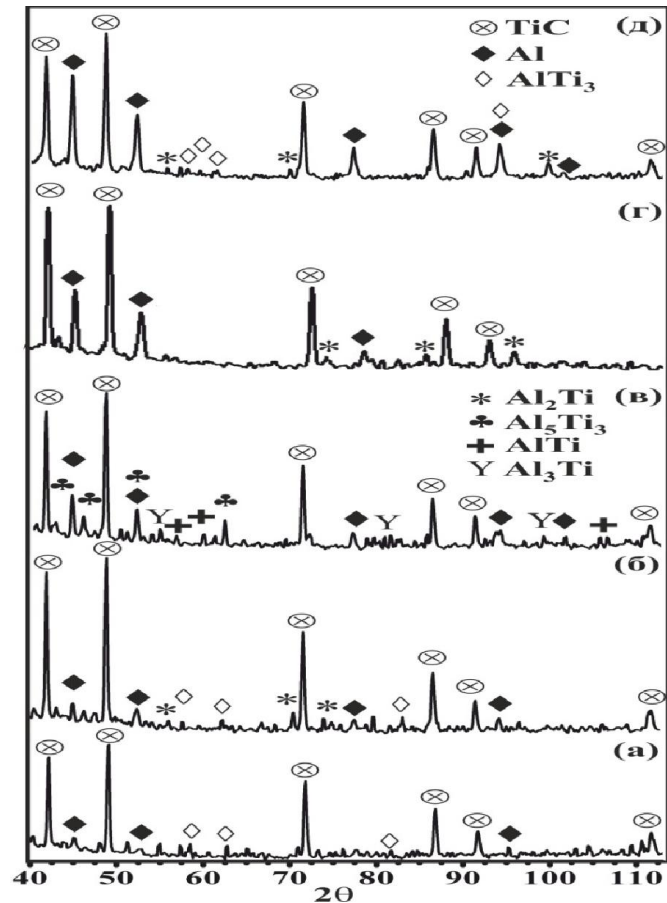
Фазовий склад усіх дванадцяти лігатур після синтезу наведено у таблиці 3.2. Слід відмітити, що в зразку, що отримали із суміші № 10, складом 45Al-5,5C-49,5Ti (% мас.) так само як у в зразку № 7 складом 40Al-6C-54Ti, теж відмічається наявність складного карбіду  $\text{Ti}_3\text{AlC}$ , а весь алюміній, як і у зразку № 4, складом 35Al-6,5C-58Ti (% мас.) переходить у інтерметаліди. У зразку складом 35Al-13C-52Ti (% мас.) вдалось встановити тільки один інтерметалід  $\text{Al}_2\text{Ti}$ .

Таблиця 3.2 – Фазовий склад лігатур системи Al-Ti-C після термічного синтезу при 950 °C

№	Склад, % (мас.)	Фазовий склад за РФА
1	10Al-18C-72Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{AlTi}_3$
2	20Al-16C-64Ti	TiC, Al, $\text{Al}_5\text{Ti}_3$ , $\text{AlTi}_3$ , $\text{Al}_2\text{Ti}$
3	30Al-14C-56Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{AlTi}_3$
4	35Al-6,5C-58Ti	TiC, $\text{Al}_5\text{Ti}_2$ , $\text{AlTi}_3$
5	35Al-9,75C-55,25Ti	TiC, Al, $\text{Al}_5\text{Ti}_3$ , $\text{Al}_5\text{Ti}_2$
6	35Al-13C-52Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$
7	40Al-6C-54Ti	TiC, Al, $\text{Al}_5\text{Ti}_3$ , $\text{Al}_3\text{Ti}$ , $\text{Ti}_3\text{AlC}$
8	40Al-9C-51Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{AlTi}$ , $\text{Al}_2\text{Ti}$
9	40Al-12C-48Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{AlTi}$ , $\text{AlTi}_2$
10	45Al-5,5C-49,5Ti	TiC, $\text{AlTi}$ , $\text{AlTi}_3$ , $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{Ti}_3\text{AlC}$
11	45Al-8,25C-46,75Ti	TiC, Al, $\text{Al}_2\text{Ti}$ , $\text{AlTi}_2$ , $\text{AlTi}$
12	45Al-11C-44Ti	TiC, Al, $\text{AlTi}_3$ , $\text{Al}_2\text{Ti}$

Дисперсність частинок карбіду титану у зразку складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) лежить в інтервалі від 0,8 до 1,5 мкм (рис. 3.8, б), що менше, ніж у зразків 45Al-11C-44Ti (% мас.), 35Al-9,75C-55,25Ti (% мас.), у яких розмір зерна 2-4 мкм відповідно (рис. 3.8, в, г). Згідно з роботами [95, 171] це пояснюється різним вмістом алюмінію: чим більше його кількість оточує часток карбіду титану, що утворюються в процесі синтезу, тим більшим стає дифузійний шлях і меншою рушійна сила, яка сприяє росту часток.

Вплив вмісту алюмінію на параметри ґратки карбіду титану досліджували на зразках, виготовлених з урахуванням стехіометрії TiC. Їх фазовий склад представлено у таблиця 3.2, під номерами 1, 2, 3, 6, 12 та на рисунку 3.10.



*a* – 10Al-18C-72Ti (% мас.); *б* – 20Al-16C-64Ti (% мас.);  
*в* – 30Al-14C-56Ti (% мас.); *г* – 35Al-13C-52Ti (% мас.);  
*д* – 45Al-11C-44Ti (% мас.)

Рисунок 3.11 – Фазовий склад зразків з максимальним вмістом вуглецю після термічного синтезу

У всіх зразків дифракційні лінії карбіду титану знаходяться приблизно на одному і тому ж куті (рис. 3.10), що і пояснює близькі значення періоду решітки TiC (рис. 3.11). Все ж слід зазначити, що при збільшенні кількості



алюмінію в зразках видно, що спочатку значення періоду решітка зростає, а потім плавно падає. У першому випадку низьке значення періоду решітки TiC може бути пов'язане із занадто малою кількістю алюмінію, який в даній системі при температурі синтезу 950 °C є середою, що полегшує взаємодію між титаном і вуглецем і його недолік впливає на повноту протікання реакції карбідоутворення.

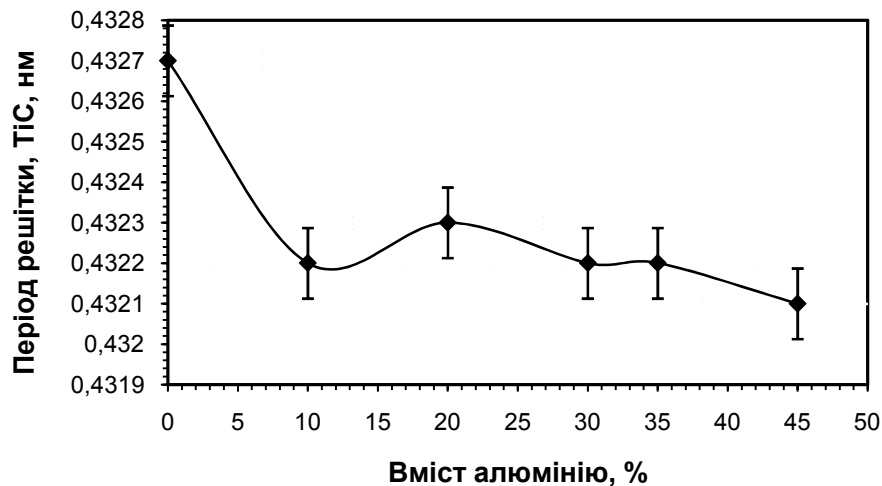


Рисунок 3.12 – Графік залежності значення періоду решітки TiC від вмісту алюмінію у лігатурі

Для визначення кількості вуглецю, що вступив у реакцію при формуванні карбіду титану під час термічного синтезу, був проведений хімічний аналіз на загальний і вільний вуглець і розраховані значення зв'язаного вуглецю. Так як для синтезу використовували порошок алюмінію, а так само враховуючи, що величина періоду решітки TiC змінюється не тільки від кількості в ньому зв'язаного вуглецю, але й кисню, то доцільно було визначити вміст останнього в зразках [46, 95]. Отримані результати представлені в таблиці 3.3.

Деяка відмінність у кількості загального вуглецю після термічної обробки в порівнянні з початковим складом пов'язано з втратами при змішуванні і формуванні суміші. видно, що зі збільшенням вмісту Al збільшується і кількість кисню в матеріалі, так само як і вільного вуглецю, найбільша його кількість зафіксовано при вмісті алюмінію 10 і 45 %, що, мабуть, і впливає на

величину періоду решітки утворився карбід титану істотно знижуючи її. Із отриманих даних і графіка на рисунку 3.12, можна зробити висновок, що оптимальним для таких систем є склад 20Al-16C-64Ti (% мас.).

Таблиця 3.3 – Вміст кисню, загального і вільного вуглецю в лігатурі після термічного синтезу.

Склад, % (мас.)	C <sub>заг.</sub> %	C <sub>віль.</sub> %	O, %
10Al-18C-72Ti	8,7	2,3	0,52
20Al-16C-64Ti	15,6	0,22	0,8
30Al-14C-56Ti	13,8	0,43	1,3
35Al-13C-52Ti	12,7	0,37	1,3
45Al-11C-44Ti	11,0	0,24	1,7

Таким чином результати мікроспектрального аналізу, рентгенофазового аналізу та диференціального термічного аналізу лігатур, одержаних термічним синтезом з порошкових сумішей різного складу дозволили встановити, що для всіх досліджуваних складів вихідних сумішей при їх нагріванні відбувається *in-situ* виділення часток карбиду титану TiC і алюмінідів титану, а в випадку зразків з найменшим вмістом вуглецю – ще й складних карбідів титану-алюмінію. При цьому, якщо для складів з великим вмістом вуглецю (10 - 13 %) зміцнюючої фазою є сферичні частинки карбиду титану, то в зразках з його мінімальним вмістом (5,5 - 6,5 %) і досить вмістом алюмінію (35 - 45 %) у структурі синтезованого матеріалу переважають разорентовані витягнуті голкоподібні зерна. Найбільшою дисперсністю частинок зміцнюючої фази та характеризується сплав, синтезований із суміші складу 20Al-16C-64Ti (% мас.).

Для отримання АМКМ методом гарячого штампування було обрано три склади лігатур - 20Al-16C-64Ti (% мас.) з максимальним вмістом вуглецю, яка характеризується найбільшою дрібнозернистістю часток карбиду титану, що утворились після синтезу та їх найбільшим параметром решітки, 40Al-6C-54Ti (% мас.) та 45Al-11C-44Ti (% мас.) з максимальним вмістом алюмінію та з різним співвідношення титану і вуглецю, для визначення впливу складу

лігатури на механічні властивості гарячештапованих алюмоматричних композиційних матеріалів.

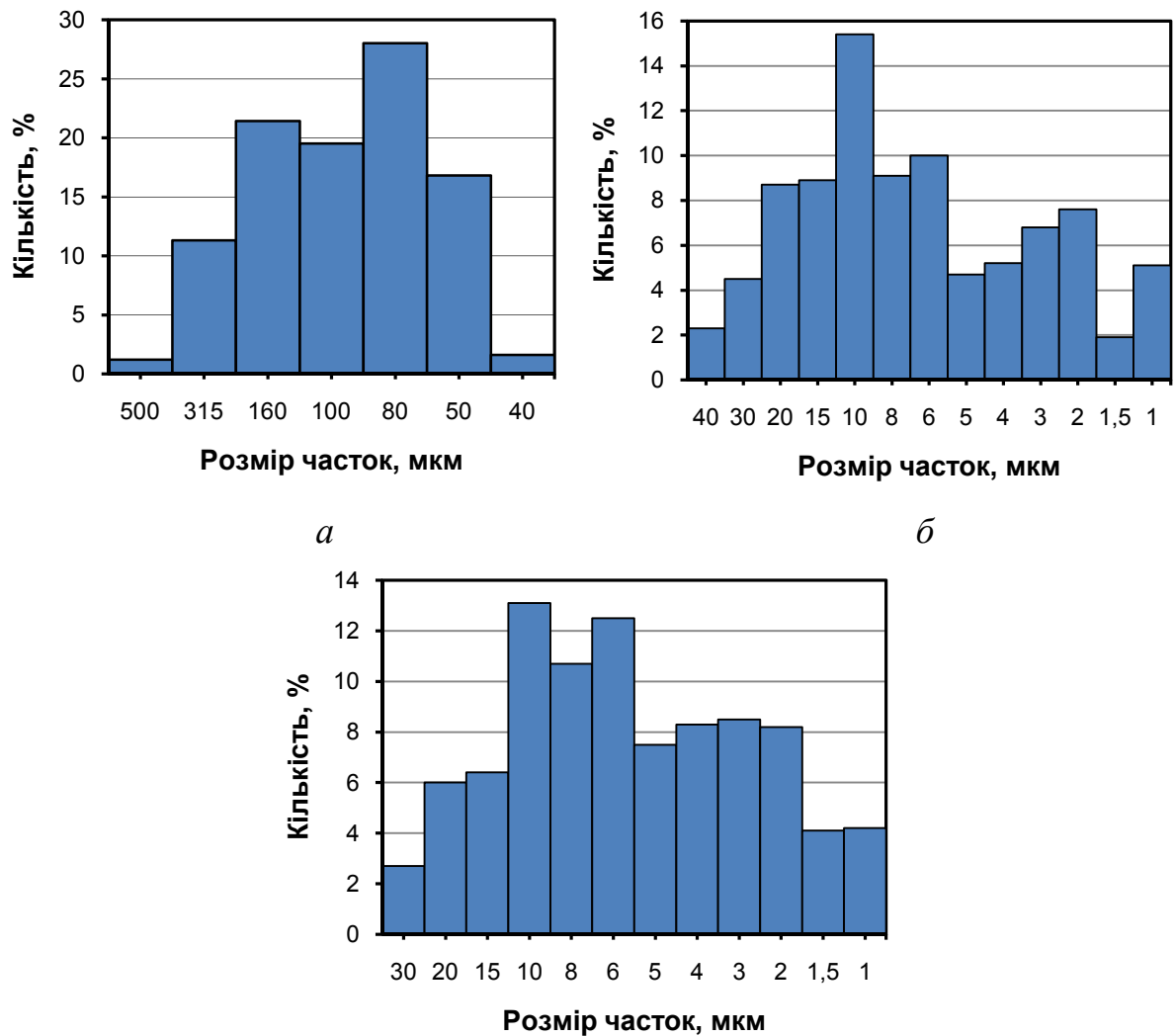
### **3.3. Фракційний склад порошків лігатури Al-C-Ti різних компонентних складів**

Для одержання шихти, що в подальшому використовувалась в якості карбідної добавки в алюмоматричних композиційних матеріалах, отримані після термічного синтезу пористі брикети (рис. 3.4, б, в, г) подрібнювали у планетарному млині (см розділ 2).

Через різну концентрацію алюмінію та фазовий склад для кожного складу лігатури окремо підбирали оптимальний час розмелу. Так, для зразків з найбільшим вмістом алюмінію 45Al-11C-44Ti (% мас.) час розмелу складав 15 хв, зразки виявились досить пластичними, не зважаючи на утворення під час термічного синтезу значної кількості карбіду титану. Розмір часток для цього складу знаходиться в межах від 500 до 40 мкм (рис. 3.13, а), найбільша (21 -28 %) кількість припадає на зерна розмірами від 160 до 810 мкм.

Для розмелу лігатури складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) вистачило 10 хв. З аналізу розподілу часток порошку за розміром (рис. 3.13, б) видно, що цей склад більш крихкий та розмелюється. Розмір часток знаходиться в межах від 40 до 1 мкм, найбільша кількість припадає на частки розміром від 20 до 6 мкм.

Лігатура складом 40Al-6C-54Ti (% мас.), структура якої переважно складається з алюмінідів титану є найбільш крихкою. Для того щоб отримати порошок, з середнім розміром зерна від 10 до 6 мкм, вистачило 5 хв (рис. 3.13, в).



*а* – 45Al-11C-44Ti (% мас.); *б* – 20Al-16C-64Ti (% мас.);  
*в* – 40Al-6C-54Ti (% мас.)

Рисунок 3.13 – Аналіз розподілу часток за розміром у порошках лігатури системи Al-C-Ti після розмелу у планетарному млині

Тож, отримані в результаті термічного синтезу губчасті брикети можуть бути використані в якості кускової карбидовміщуючої лігатурної добавки в розплав алюмінію (при отриманні литих композитів), або після її розмелювання до дисперсного стану - в якості відповідних добавок в порошкову шихту (при отриманні алюмоматричних композитів методами порошкової металургії).

### 3.4. Висновки за розділом

1 Результати мікроспектрального аналізу, рентгенофазового аналізу і диференціального термічного аналізу лігатур, синтезованих з порошкових сумішей різного складу дозволили встановити, що для всіх досліджуваних складів вихідних сумішей при їх нагріванні відбувається *in-situ* виділення часток карбїду титану TiC і невеликої кількості алюмінідов титану.

2. Показано, що значної зміни фазового складу лігатури зі зміною температури синтезу не спостерігається, тому в подальшому для отримання горячештапованих композитів на основі алюмінію використовували лігатуру, синтезовану при температурі 950 °C. Найкращі характеристики синтезованого карбїду титану були отримані для складу 20Al-16C-64Ti% (мас.)

3. Встановлено вплив компонентного складу вихідної шихти на особливості структури та фазовий склад термічно синтезованої лігатури системи Al-C-Ti. Показано, що в разі використання шихти із стехіометричним по відношенню до титану вмістом вуглецю переважною зміцнюючою фазою сплаву є карбїд титану, тоді як в зразках з мінімальним вмістом графіту (6 %) і високим вмістом алюмінію (40 %) переважають розорієнтовані витягнуті голкоподібні зерна складних алюмінідів та складних карбїдів титану.

4. Найбільшою дисперсністю частинок зміцнюючої фази (6 - 10 мкм) характеризується сплав, синтезований із суміші складу 20Al-16C-64Ti (%), у структурі яких переважають дисперсні сферичні частинки карбїду титану.

## РОЗДІЛ 4

### ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СХЕМ ТА РЕЖИМІВ ОТРИМАННЯ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ Al-Ti-C НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ОСНОВНІ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

#### 4.1. Вплив схеми легування на структуру та механічні властивості АКМ після гарячого штампування

##### 4.1.1. Алюмоматричні композиційні матеріали, зміцненні лігатурами системи Al-C-Ti різного складу

Виготовлення експериментальних зразків композитів під ГШ проводили за двома схемами. За першою технологічною схемою порошки алюмінію змішували протягом однієї години в змішувачі типу "п'яна бочка" з 5-15 % (мас.) лігатури.

При використанні другої технологічної схеми порошки алюмінію і таку ж кількість лігатури змішували в планетарному млині протягом 7,5 хв. Співвідношення маси порошку і розмелених куль в даному випадку складало 1:5.

Далі для обох технологічних схем отриману порошкову шихту пресували під тиском 550 МПа в заготовки  $\varnothing$  40 мм та висотою 12 мм, спресовані заготовки нагрівали у лабораторній печі шахтного типу в проточному аргоні до температури 600 °С протягом 10-15 хв. та піддавали гарячому штампуванню на дугостаторному пресі в напівзакритому штампі, схема якого наведена на рисунку ...

У таблиці 4.1 наведені значення щільності АКМ до та після гарячого штампування.

Дослідження зразків, отриманих після гарячого штампування пористих заготовок із суміші порошків алюмінію і відповідної лігатури, показали, що мікроструктура композитів характеризується наявністю чітко виражених двох

фаз: основою є матриця з алюмінію, у якій розподілені агломерати лігатури розміром від 5 до 100 мкм (світлі включення) (рис. 4.1, 4.2). Відзначається також наявність яскраво вираженої текстури матеріалу в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання тиску в процесі гарячого штампування.

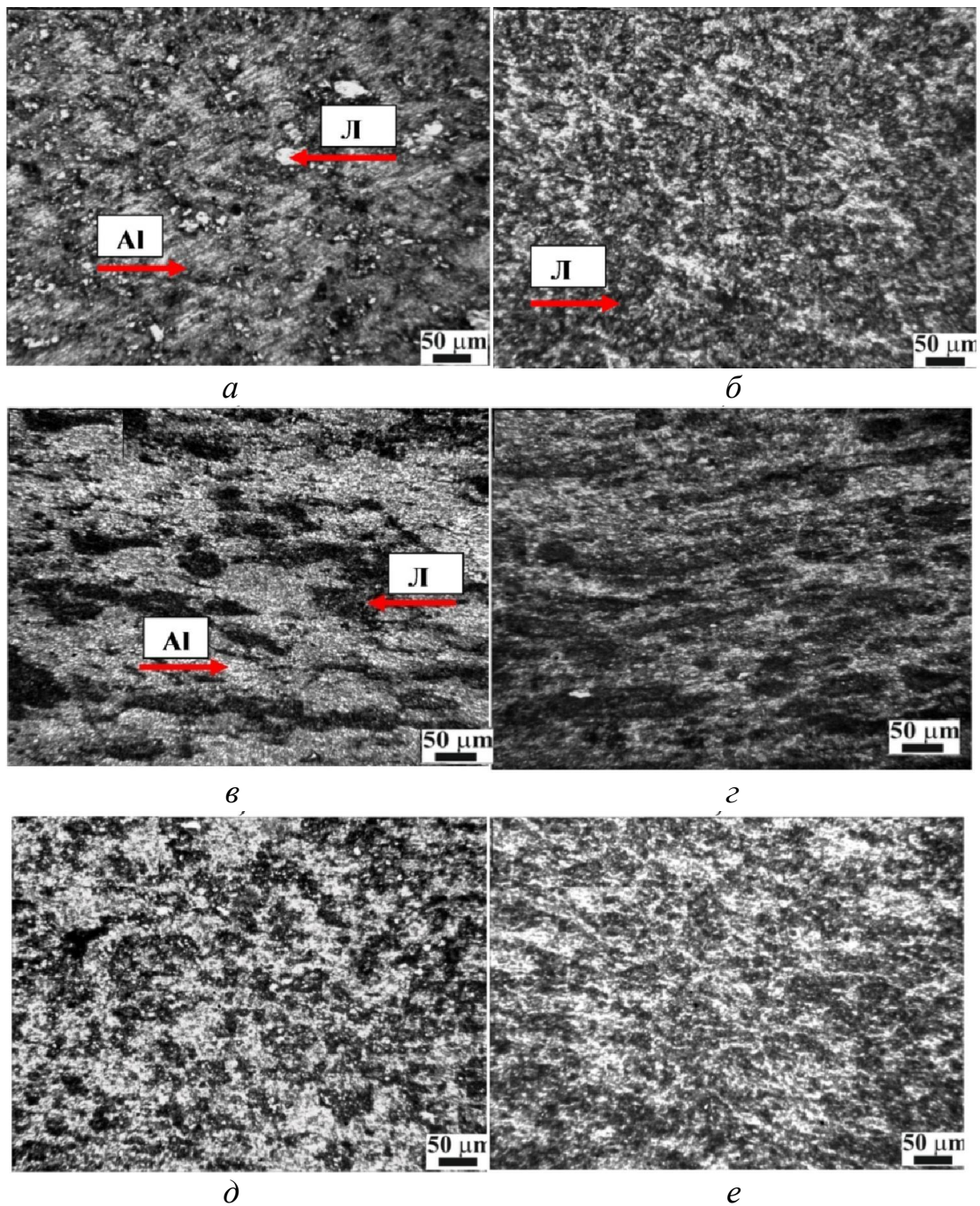
Таблиця 4.1 – Значення щільності для АМКМ до та після гарячого штампування

Спосіб змішування	Склад, % (об.)	$\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	
		вихідна	після ГШ
у «п'яній бочці»	5% лігатура № 2 * - 95% Al	2,602	2,694
	10% лігатура № 2 - 90% Al	2,648	2,804
	15% лігатура № 2 - 85% Al	2,631	2,843
	5% лігатура № 7 - 95% Al	2,681	2,729
	10% лігатура № 7 - 90% Al	2,694	2,762
	15% лігатура № 7 - 85% Al	2,671	2,823
	5% лігатура № 12 - 95% Al	2,581	2,694
	10% лігатура № 12 - 90% Al	2,609	2,702
	15% лігатура № 12 - 85% Al	2,648	2,741
у планетарно му млині	5% лігатура № 2 - 95% Al	2,655	2,804
	10% лігатура № 2 - 90% Al	2,659	2,824
	15% лігатура № 2 - 85% Al	2,653	2,843
	5% лігатура № 7 - 95% Al	2,684	2,729
	10% лігатура № 7 - 90% Al	2,674	2,762
	15% лігатура № 7 - 85% Al	2,661	2,823
	5% лігатура № 12 - 95% Al	2,624	2,848
	10% лігатура № 12 - 90% Al	2,622	2,798
	15% лігатура № 12 - 85% Al	2,675	2,812

\* лігатура № 2 – 20Al-16С-64Ti (% , мас.);

лігатура № 7 – 40Al-6С-54Ti (% , мас.);

лігатура № 12 – 45Al-11С-44Ti (% , мас.)



*a, б* – 15% лігатура № 7 - 85% Al; *в, г* – 15% лігатура № 12 - 85% Al;  
*д, e* – 15% лігатура № 2 - 85% Al

Рисунок 4.1 – Мікроструктура гарячештапованих композитів з 15 % лігатури, отриманих механічним змішуванням (*a, в, д*) та в планетарному млині (*б, г, e*)

Порівняльний аналіз мікроструктур зразків, отриманих при змішуванні компонентів шихти у змішувачі типу «п'яній бочці» та розмелі в планетарному



млині показав, що в структурі матеріалів першої групи спостерігається значне агломерирування часток лігатурної складової (рис. 4.2, *а, б*), тоді як у випадку розмелу суміші в планетарному млині (рис. 4.2, *в, г*) частки карбідної фази розподілені по об'єму більш рівномірно.

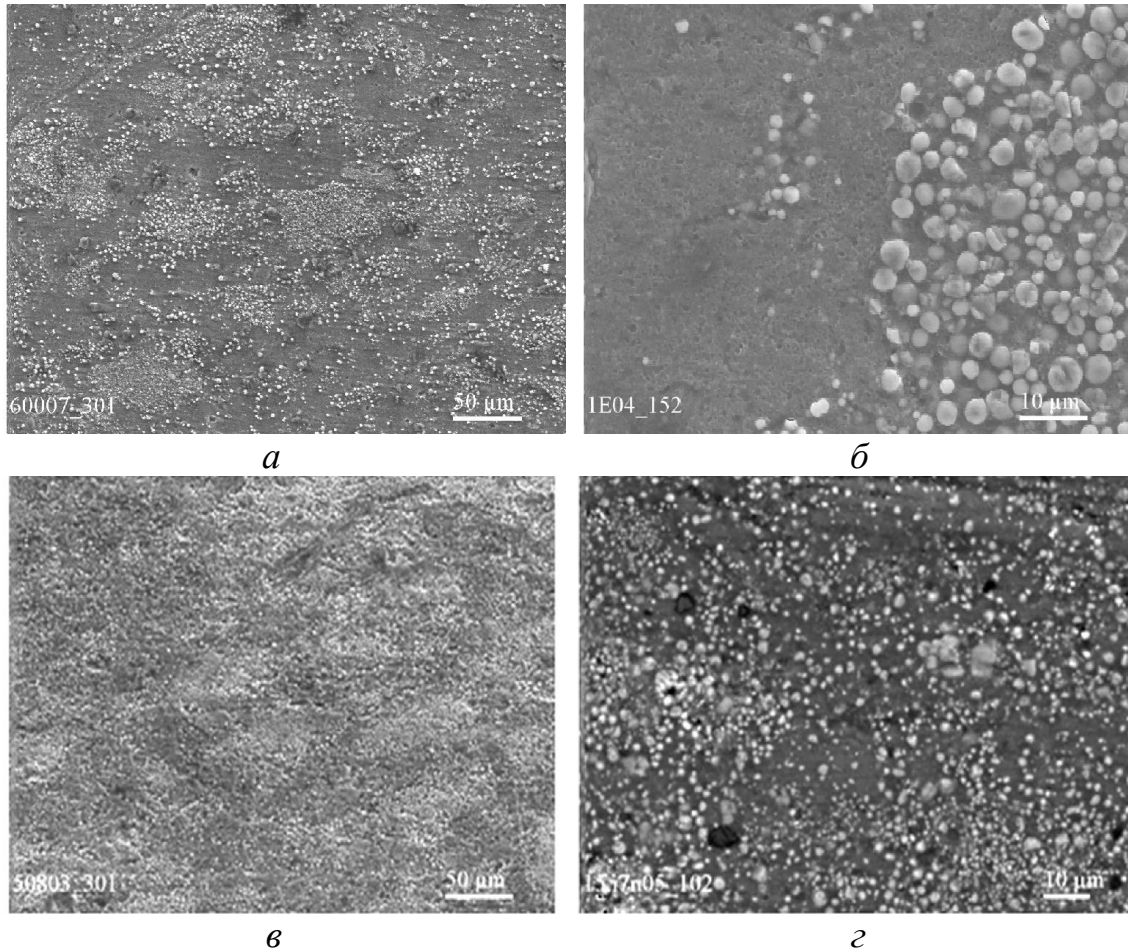
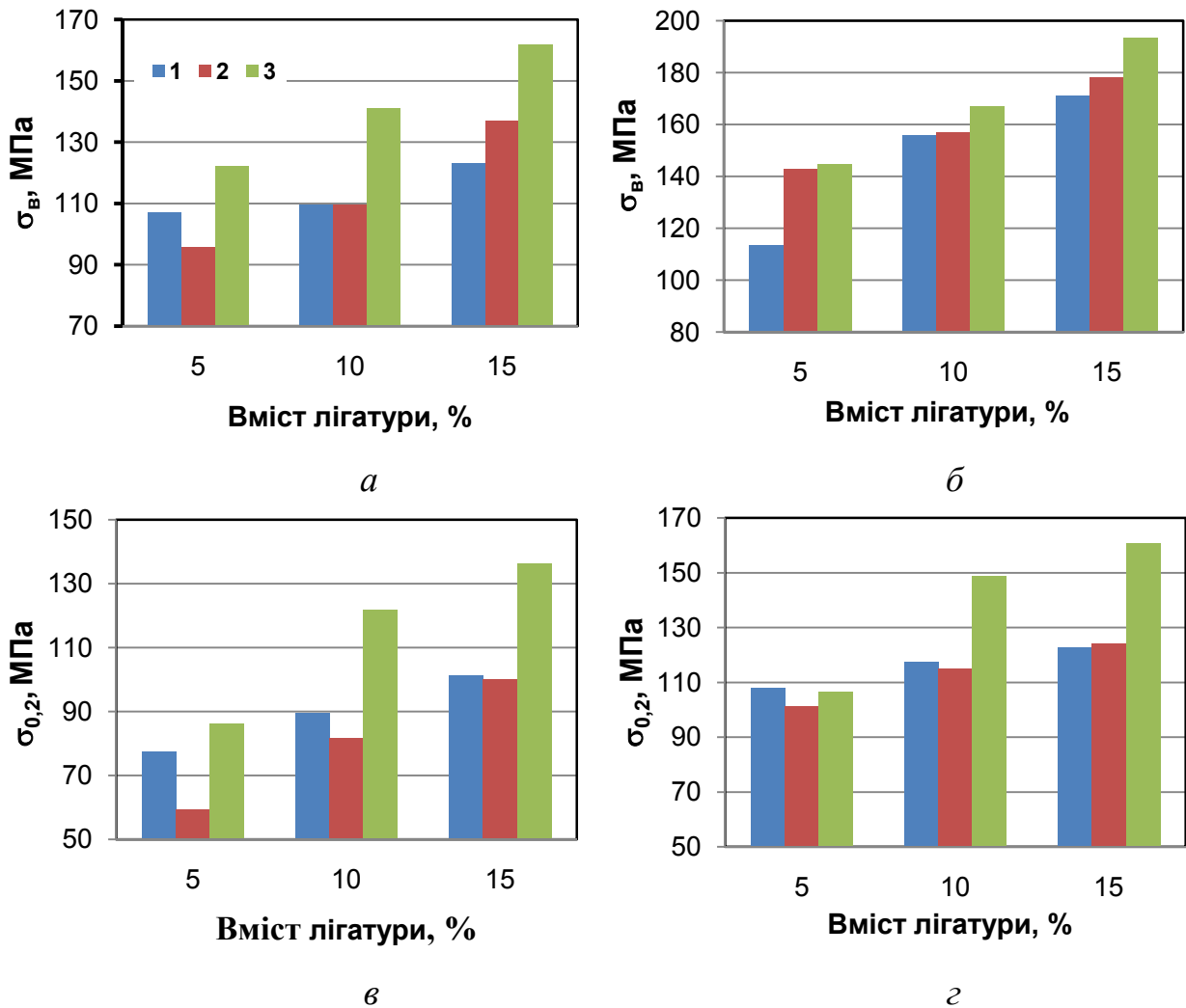


Рисунок 4.2 – СЕМ зображення гарячештапованих композитів с 15 % лігатури складу 45Al-11C-44Ti (% мас.), отриманих механічним змішуванням (*а, б*) та в планетарному млині (*в, г*)

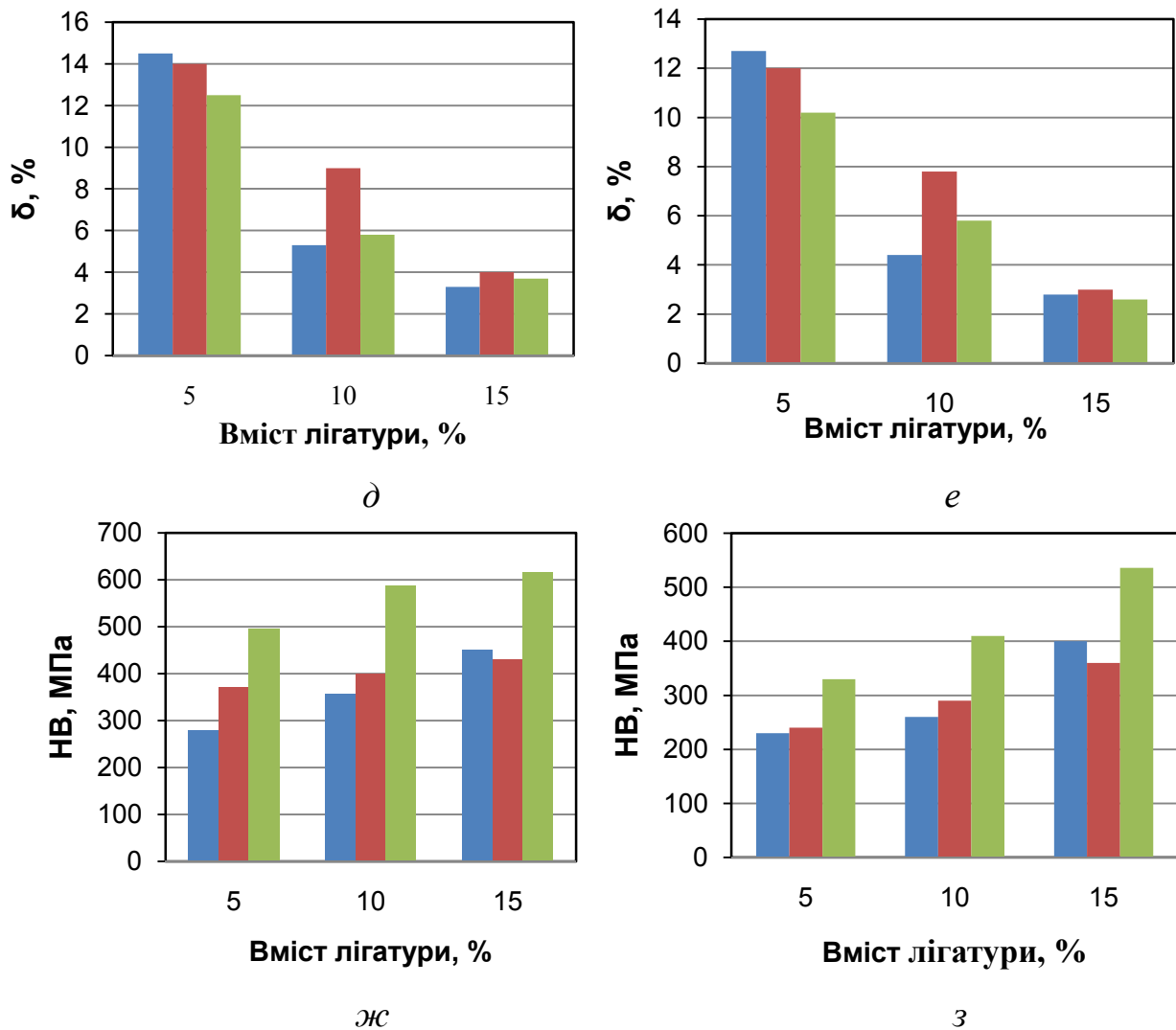
Результати дослідження основних механічних властивостей гарячештапованих алюмоматиричних композитів (рис. 4.3) показали, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у вихідній шихті як твердість, так і характеристики міцності зразків монотонно зростають, а показники пластичності закономірно зменшуються. При цьому, міцність та твердість композитів, виготовлених із шихти після розмелу в планетарному млині

(рис. 4.3, б, г, ж) суттєво перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана змішуванням в змішувачі типу "п'яна бочка" (рис. 4.3, а, в, є), що обумовлено рівномірним розподіленням твердої фази по об'єму матеріалу в результаті більш інтенсивного подрібнення лігатурної складової при її обробці в планетарному млині.



- 1 алюміній – лігатура складу (40Al-6C-54Ti (% мас.));  
 2 алюміній – лігатура складу (45Al-11C-44Ti (% мас.));  
 3 алюміній – лігатура складу (20Al-16C-64Ti (% мас.))

Рисунок 4.3 – Залежність основних механічних характеристик гарячештапованих АМКМ від вмісту лігатур у вихідній шихті, що отримана у змішувачі типу «п'яна бочка» (а, в, д, є); в планетарному млині (б, г, е, ж),  
 аркуш 1



- 1 алюміній – лігатура складу (40Al-6C-54Ti (% мас.));  
 2 алюміній – лігатура складу (45Al-11C-44Ti (% мас.));  
 3 алюміній – лігатура складу (20Al-16C-64Ti (% мас.))

Рисунок 4.3, аркуш 2

Слід відзначити, також, що тоді як механічні характеристики матеріалів, отриманих з використанням шихт складу 40Al-6C-54Ti (% мас.) та 45Al-11C-44Ti (% мас.) при однаковому вмісту лігатури в шихті відрізняються між собою несуттєво, то міцність і твердість композиту, отриманого з використанням шихти складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) за тих же умов практично завжди перевищують відповідні характеристики композитів з

лігатурами № 7 40Al-6C-54Ti (% мас.) та лігатурами № 12 45Al-11C-44Ti (% мас.), а пластичність, навпаки – має дещо нижчі значення. Причиною даної закономірності є, очевидно, те, що кількість TiC при однаковому вмісті лігатури в шихті для матеріалів з лігатурами 40Al-6C-54 (% мас.) та 45Al-11C-44Ti (% мас.) відрізняються несуттєво, тоді як в разі використання аналогічних складів композитів з лігатурою № 2 – 20Al-16C-64Ti (% мас.) загальний вміст карбиду титану в матеріалі збільшується майже на чверть.

Таким чином була показана ефективність технології одержання порошкових алюмоматричних композитів з використанням синтезованої багатокомпонентної лігатури із застосуванням гарячого штампування пористих заготовок та відзначено, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у вихідній шихті показники твердість і характеристики міцності монотонно зростають, а показники пластичності зменшуються. При цьому, міцність та твердість композитів, виготовлених із шихти після розмелу в планетарному млині суттєво перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана змішуванням в змішувачі типу "п'яна бочка". До того ж найкращі властивості демонструють АМКМ, зміцненні лігатурою складу 20Al-16C-64Ti (% мас.), тому їх було обрано для подальших досліджень.

## **4.2. Дослідження впливу технологічних режимів отримання на структуру та властивості композитів**

### **4.2.1. Вплив технологічної схеми виготовлення на структуру і властивості алюмінієвих композитів**

В якості вихідних заготовок під штамповку використовували зразки двох видів однакової маси: циліндричну та у вигляді порожнистого конуса (Рис. 2.4). Частина заготовок перед гарячим штампуванням спікається при температурі 600 °C в аргоні, протягом 2 годин.

Дослідження мікроструктури зразків із суміші порошків алюмінію з 15 % лігатури складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) після гарячого штампування, показали, що зміцнююча фаза, представляє собою агломерати дисперсних часток карбіду титану розміром  $1,0 \div 2,5$  мкм, що досить рівномірно розподілені у матриці (рис. 4.4). Композити, отримані гарячим штампуванням з неспечених заготовок, мають більш яскраво виражену текстуру, яка характеризується чітко вираженою видовженістю часток матричної фази в напрямку перпендикулярному зусиллю при штампуванні (Рис. 4.4, в), тоді як ступінь текстурованості матеріалів, отриманих зі спечених заготовок, істотно нижче (рис. 4.4, з). Звертає на себе увагу також помітне розходження характеру розподілу карбідної складової в композитах, отриманих зі спечених і неспечених заготовок: якщо в матеріалі, отриманому з неспечених заготовок, карбіди розташовані у вигляді відносно тонких прошарків на границях витягнутих в поперечному напрямку частинок матричної фази, то в разі використання спечених вихідних заготовок частки карбідної складової розподілені по поверхні шліфа набагато рівномірніше. Така помітна відмінність структурних характеристик матеріалів, отриманих з заготовок різних типів, може бути пояснена реалізацією в процесі попереднього спікання ефекту збиральної рекристалізації між частинками алюмінієвої матричної фази за дифузійним механізмом. Через що, сітка конгломератів часток лігатури, розташованих в неспечених заготовках на границях часток матричної фази, помітно руйнується і відбувається фрагментація конгломератів карбідної складової. При цьому частки алюмінієвої фази суттєво не збільшуються в зв'язку з гальмуючим впливом сторонніх включень (карбідних часток).

Слід зазначити, що запропонований механізм структуроутворення проявляється тільки для зразків, отриманих з циліндричних заготовок, тоді як при штампуванні конічних заготовок, схема напружено-деформованого стану яка характеризується великими значеннями градієнтів тензорів швидкостей деформацій, вплив спікання на характер міжзерених ділянок структури композиту (рис. 4.5) нівелюється. У той же час, до структурних особливостей

поковок, отриманих з вихідних конічних заготовок, відноситься висока ступінь текстурованості матеріалу поковки. Орієнтація траєкторій течії матеріалу в цьому випадку вказує на присутність в процесі штампування значних градієнтів зсувних деформацій (ділянки вихрового плину) (рис. 4.5, б) в порівнянні зі штампуванням циліндричних зразків. Звертає на себе увагу більш дрібнозерниста структура поковок, отриманих з неспечених конічних заготовок (рис. 4.5, а) у порівнянні зі спеченими (рис. 4.5, б).

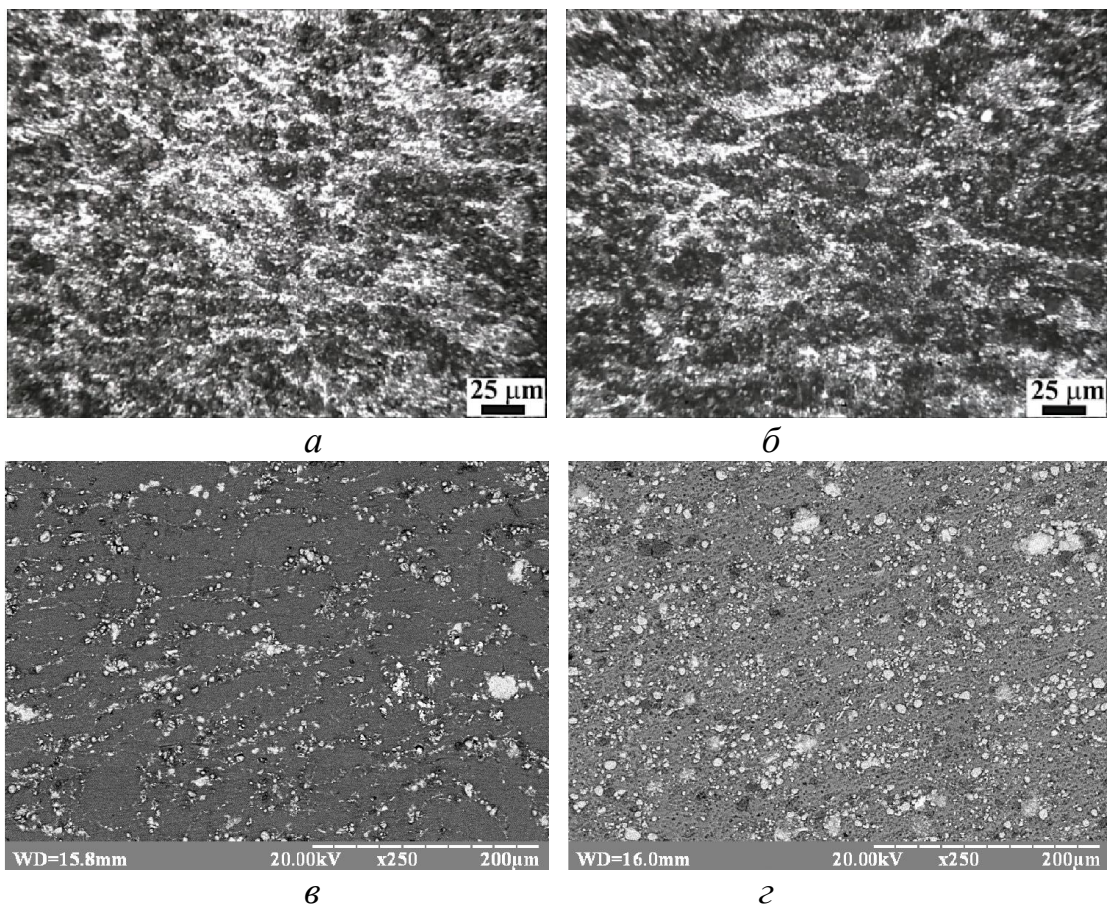


Рисунок 4.4 – Мікроструктура алюмінієвого композиту з 15 % лігатури складу 20Al-16C-64Ti (% , мас.), отриманого з циліндричних заготовок після ГШ в оптичному (а, б) і СЕМ (в, г) зображенні: а, в – після ГШ; б, г – спікання та ГШ

Дослідження характеру розподілу мікротвердості металевої і карбідної складової по перетину заготовок показали (таблиця 4.2), що в зразках конічної

форми істотно зміцнюється матрична фаза після гарячого штампування в порівнянні з циліндричними заготовками в результаті більш інтенсивних зсувних деформацій в процесі штампування. При цьому мікротвердість зразків, отриманих з циліндричних заготовок, практично не змінюється по перетину, тоді як для зразків, отриманих з конічних заготовок, внаслідок різної інтенсивності накопичених деформацій за обсягом поковки характерна відмінність в значеннях мікротвердості матричної фази для різних зон зразка, хоча мікротвердість прошарків карбідної фази залишається приблизно на одному рівні.

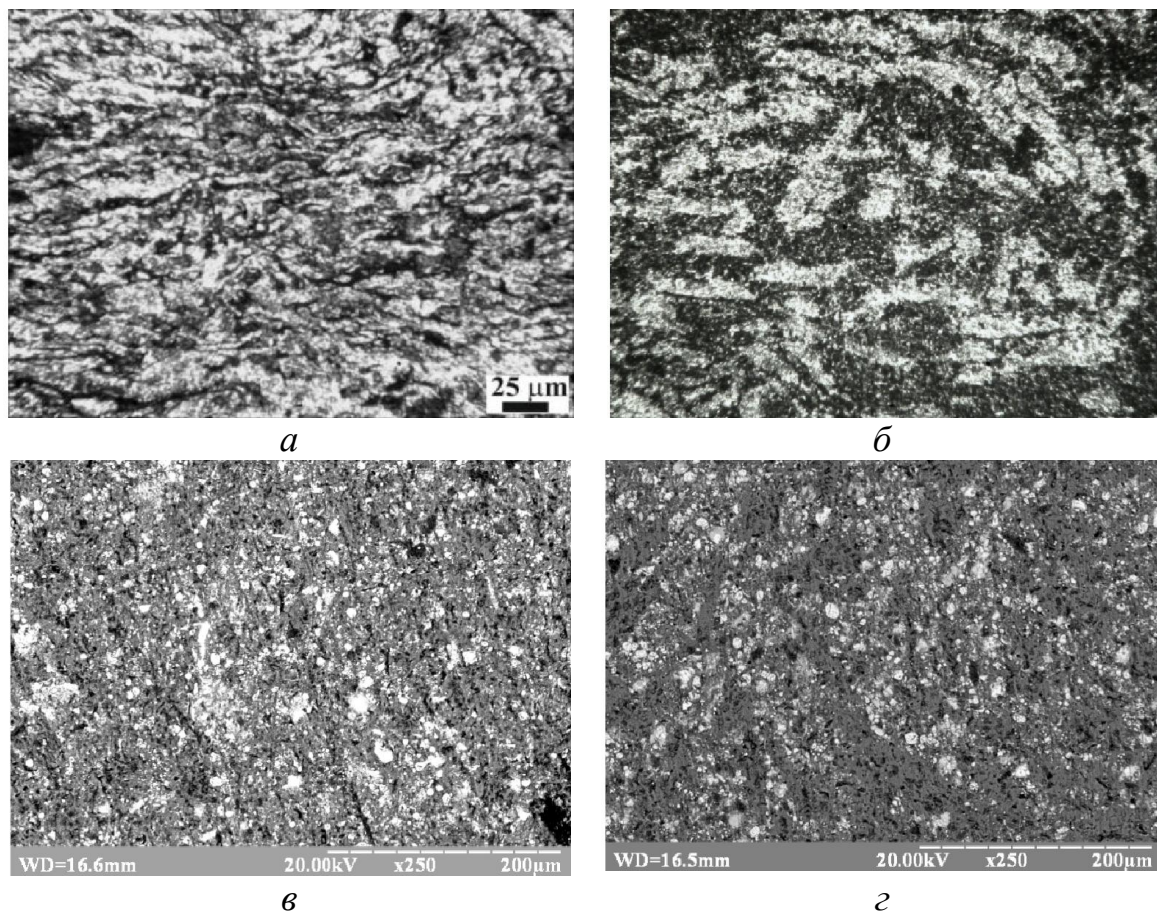


Рисунок 4.5 – Мікроструктура алюмінієвого композиту з 15 % лігатури складу 20Al-16С-64Ті (% мас.), отриманого з конусних заготовок після ГШ в оптичному (*a*, *б*) і СЕМ (*в*, *г*) зображенні: *a*, *в* – після ГШ; *б*, *г* – спікання та ГШ

Таблиця 4.2 – Мікротвердість АМКМ, отриманих з заготовок циліндричної і конічної форми.

Форма вихідних заготовок	Зона поковки	Структурна складова	Мікротвердість, ГПа
Циліндр	--	Металева фаза Карбідний прошарок	0,468÷0,696 3,17÷5,26
Порожнистий конус	Верхня частина	Металева фаза Карбідний прошарок	0,538÷0,676 3,1÷5,76
	Середина	Металева фаза Карбідний прошарок	0,736÷0,78 3,14÷5,27
	Нижня частина	Металева фаза Карбідний прошарок	0,877÷1,03 3,03÷5,39

Моделювання та оцінка характеру розподілу інтенсивності зсувних деформацій  $\varepsilon_i$  по перерізу зразків після штампування були проведені з використанням кінцевоелементного програмного комплексу DEFORM.

Як видно з результатів моделювання (Рис 4.6), діапазон значень інтенсивності деформацій по перерізу зразків та відносної густині (Рис 4.7) на всіх етапах процесу для конічних заготовок ширше, ніж для циліндричних. Так, на етапі деформації, що відповідає дотику бокової поверхні заготовки стінки матриці (до початку видавлювання матеріалу заготовки в облой), діапазон значень  $\varepsilon_i$  для циліндричних заготовок становить  $0,152 \div 0,188$  (рис. 4.6, б), а для конічної заготовки -  $0,190 \div 0,620$  (рис. 4.6, д), що і зумовлює істотну відмінність структури матеріалу в різних зонах зразка (рис. 4.5, в, з).

Інтенсивність деформації переважної області перетину для зразків, отриманих з циліндричних заготовок, після їх остаточного доштампування становить  $0,218 \div 0,390$  (рис. 4.6, в), що нижче, ніж для конічних заготовок, -  $0,513 \div 0,683$  (рис. 4.6, е).

Оцінки основних механічних властивостей алюмоматричних композитів після ГШ (рис. 4.8) показала, що як міцність, так і твердість композитів, виготовлених з конічних заготовок, помітно перевищує аналогічні характеристики матеріалів, отриманих з заготовок циліндричної форми, що



обумовлено збільшенням рівня інтенсивності зсувних деформацій в процесі штампування конічних заготовок.

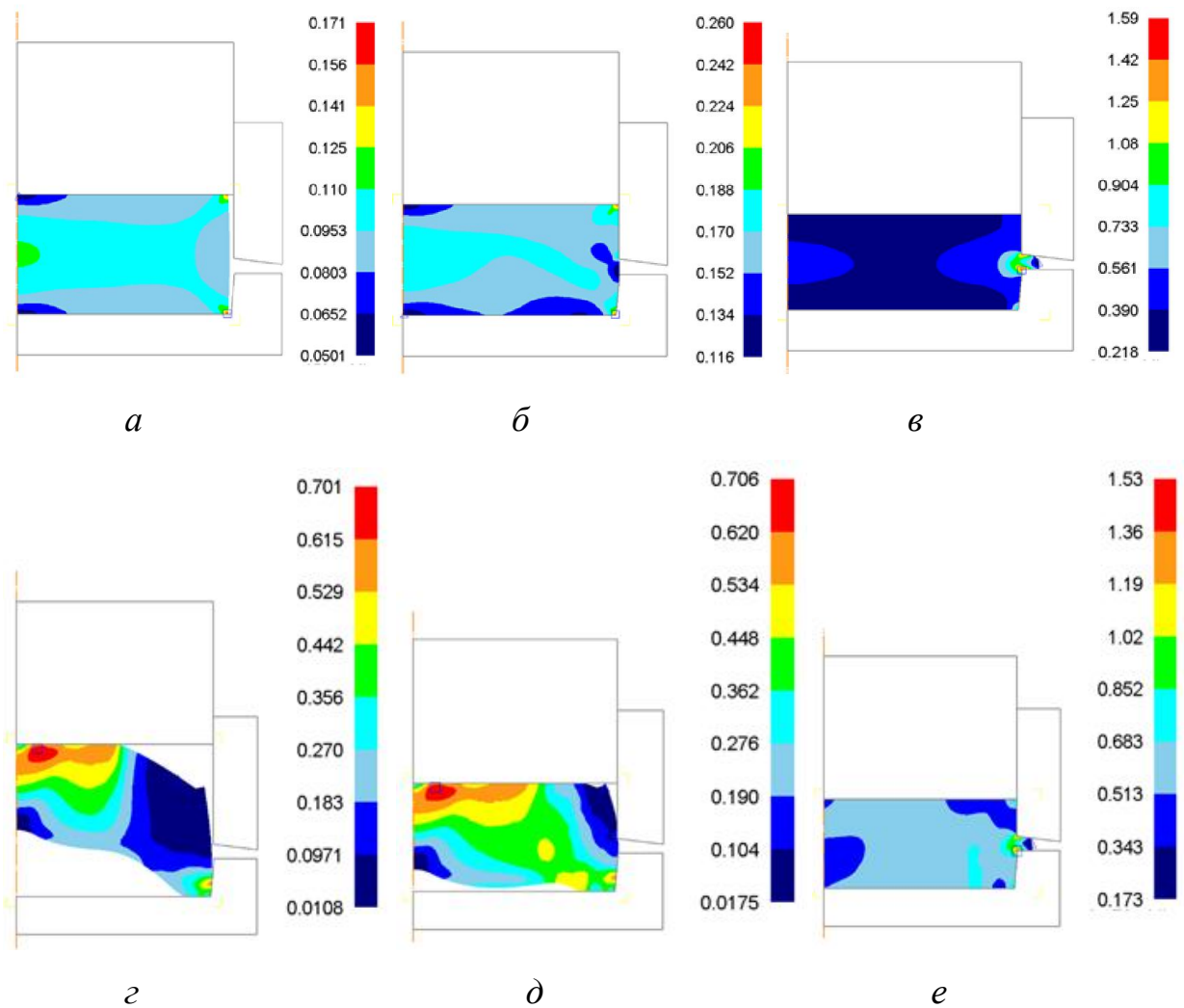


Рисунок 4.6 – Розподіл інтенсивності зсувних деформацій по перерізу зразка на різних стадіях осадження для циліндричних (а-в) і конічних (г-е) заготовок з композиту 15% (20Al-16С-64Ті (% мас.)) - 85%Al

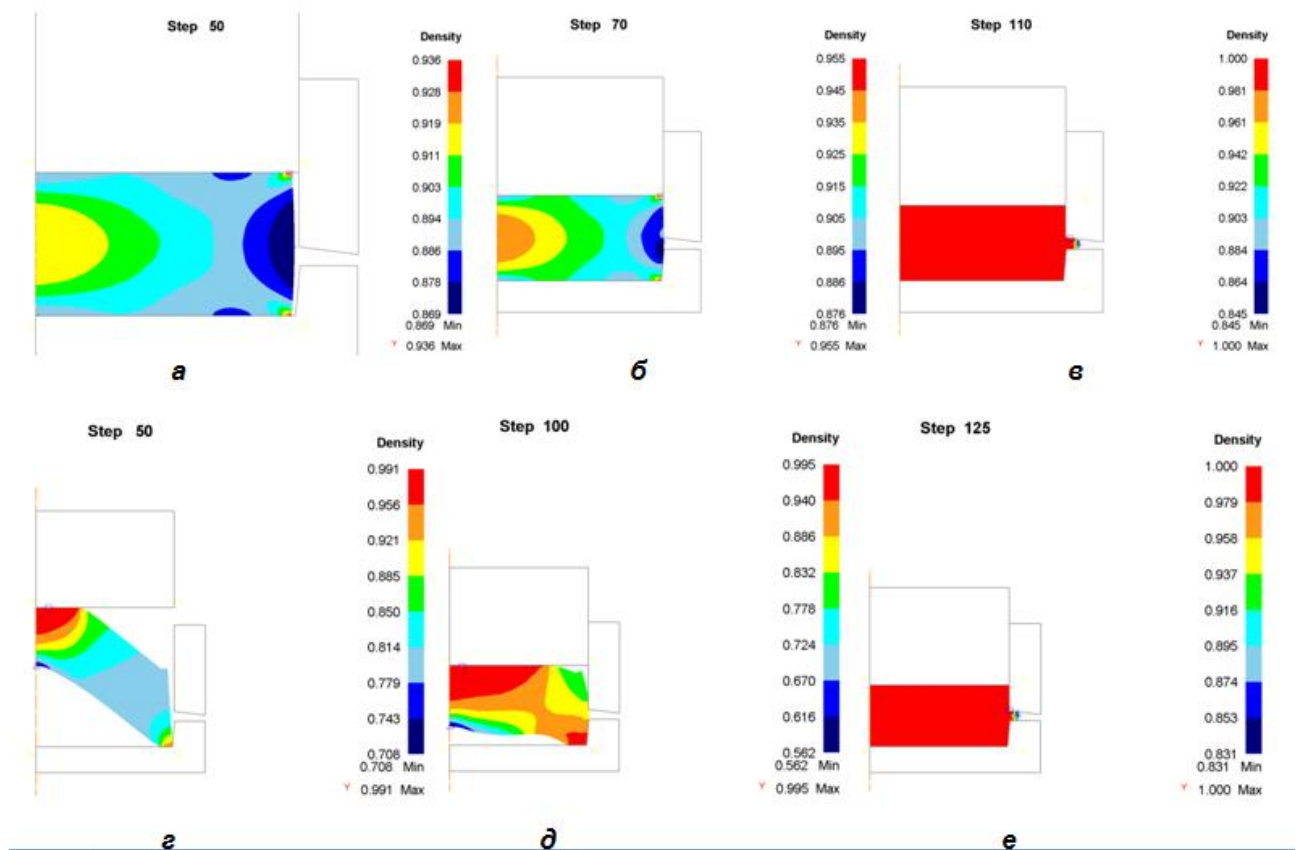


Рисунок 4.7 – Розподіл відносної густини по перерізу зразка на різних стадіях осадження для циліндричних (а-в) і конічних (г-е) заготовок 15% (20Al-16С-64Ті (% мас.)) - 85%Al

При цьому, всі досліджувані характеристики матеріалів вище для спечених заготовок (що, мабуть обумовлено поліпшенням умов міжчасткового зрощування [172], а також реалізацією ефекту фрагментації конгломератів карбідної фази при спіканні). У випадку конічних заготовок для параметрів міцності спостерігається також сама картина значення  $\sigma_b$  та  $\sigma_{0,2}$  для неспечених зразків дещо перевищують такі ж самі показники для спечених композитів, але для твердості проявляється зворотна закономірність, аналогічна циліндричним зразкам (рис. 4.8).

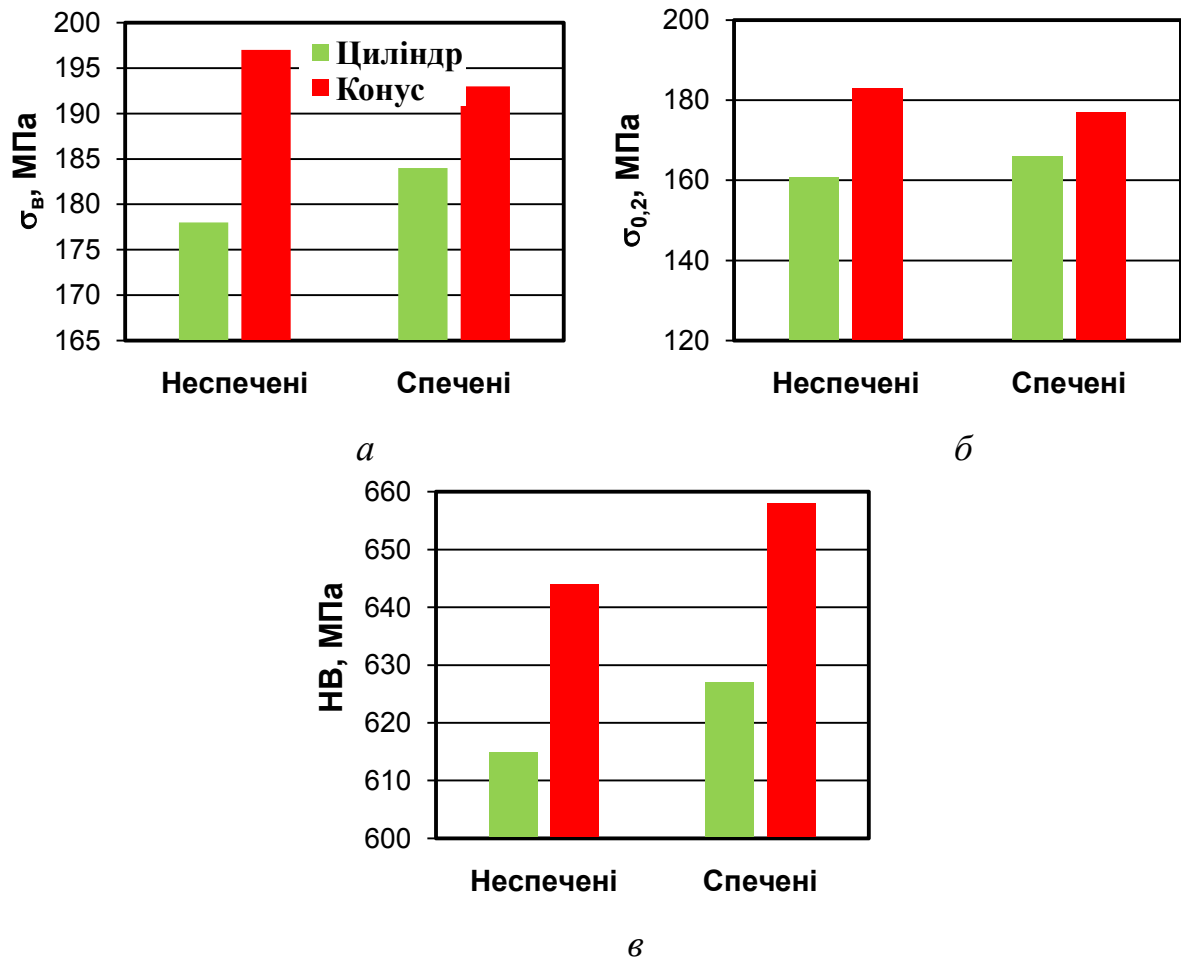


Рисунок 4.8 – Основні механічні властивості гаряче штампованих АМКМ, з 15 % лігатури складу 20Al-16С-64Ті (% мас.), отриманих із зразків конічної та циліндричної форми

З проведених досліджень видно, що структура зразків після ГШ відрізняється наявністю помітною текстурованості, ступінь якої зростає при використанні вихідних заготовок конічної форми. Більш дрібнозерниста структура характерна для поковок, отриманих з неспечених заготовок. Міцність і твердість композитів, виготовлених з конічних заготовок, помітно перевищує аналогічні характеристики матеріалів, отриманих із заготовок циліндричної форми. Для вихідних циліндричних зразків всі досліджувані характеристики матеріалів вище у спечених заготовок, а для конічних заготовок вищі показники  $\sigma_b$  та  $\sigma_{0,2}$  у неспечених зразків. Дослідження характеру розподілу мікротвердості металевої і карбідної фаз по перерізу заготовок

показали, що в зразках конічної форми відбувається істотне зміцнення матричної фази після ГШ в порівнянні з циліндричними заготовками в результаті більш інтенсивних зсувних деформацій.

#### 4.2.2. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості

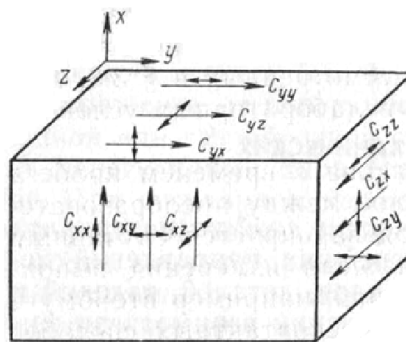
Для оцінки пружних характеристик і ступеня анізотропності матеріалу поковок, отриманих з використанням різних технологічних схем (таблиця 4.3), використовувалися акустичні методи неруйнуючого контролю, що базуються на вимірі швидкості поширення пружної хвилі, а саме – метод радіоімпульсу з дискретною затримкою [173] 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.

Структура АМКМ, що досліджують наведена на рисунку 4.2 (а, б), рисунку 4.4 та рисунку 4.5 (а, в). Усі зразки були виготовленні з використанням лігатури № 2 складу 20Al-16С-64Ті (% мас.).

Таблиця 4.3 – Технологічна схема 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 ізоτροпію матеріалу. Трансверсально-ізоτροпні середовища характеризуються сталістю властивостей у різних напрямках тільки в площинах, орієнтованих певним чином (площини ізоτροпії). В інших напрямках середовища, зокрема – у напрямку, перпендикулярному до площини ізоτροпії, ці властивості мають інші значення [174]. У випадку трансверсально-ізоτροпного 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. 4.9): 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).



Риунок 4.9 – Геометрія розповсюдження акустичних хвиль в трансверсально- ізоτροпному середовищі

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 [174]:

$$C_{xx}=\rho(V_{xx})^2; C_{xy}=C_{xz}=\rho(V_{xy})^2; C_{yy}=C_{zz}=\rho(V_{yy})^2; C_{yz}=\rho(V_{yz})^2; C_{yx}=\rho(V_{yx})^2 \quad (4.1)$$

Для визначення характеристик пружності із залежності (4.1) із поковок відповідного варіанту технологічної схеми їх виготовлення вирізали прямокутні паралелепіпеди висотою ~6 мм та поперечних розмірів ~28,0 мм, які піддавали прозвучуванню в двох перпендикулярних напрямках (рис. 4.10).

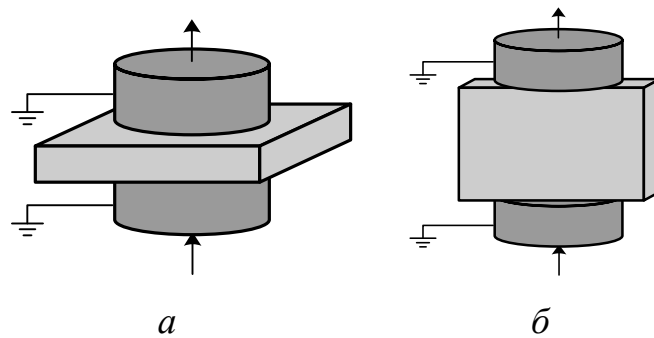


Рисунок 4.10 – Схеми прозвучування зразків складу 15% (20Al-16С-64Ті (% мас.)) - 75%Al у різних напрямках: *а* – у напрямку паралельному до зусилля штампування; *б* – у перпендикулярному напрямку

Результати прозвучування зразків отриманих композитів з використанням імпульсних ультразвукових хвиль дозволили оцінити значення швидкостей розповсюдження повздовжних та поперечних пружних хвиль в двох ортогональних площинах (паралельній та перпендикулярній до напрямку штампування) та розрахувати з використанням залежностей (4.1) відповідні характеристики пружності (рис. 4.11).

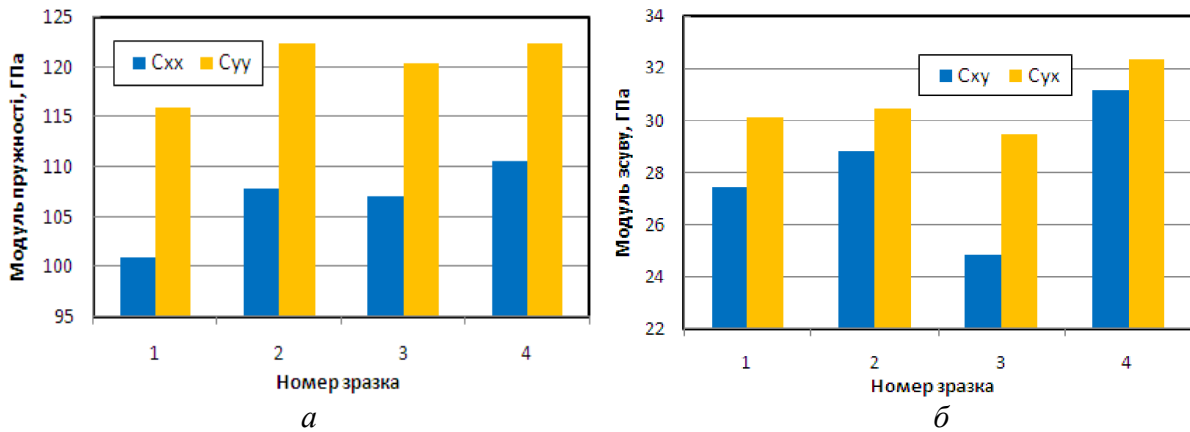


Рисунок 4.11 – Характеристики пружності для зразків складу 15% (20Al-16C-64Ti (% мас.)) - 75%Al, отриманих з використанням різних технологічних схем

Як видно з рисунку 4.11, помітна структурна анізотропія (рис. 4.4, *в*, *г*; рис. 4.5, *в*, *г*) гарячештампованих зразків проявляється також і в пружних характеристиках останніх в різних напрямках: величини як нормального модуля пружності (рис. 4.11, *а*), так і модуля зсуву (рис. 4.11, *б*) в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні ( $C_{yy}$  та  $C_{xx}$ ), на 12 - 15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування ( $C_{xx}$  та  $C_{yy}$ ).

Відмічений ефект обумовлен особливостями анізотропії гарячештампованих зразків, яка проявляється в тому, що конгломерати карбїду титану мають суттєво вищий модуль пружності (~494 ГПа [175]) у порівнянні з матричною фазою алюмінію (66-70 ГПа [176]), витягнуті головним чином в поперечному напрямку та формують, таким чином, своєрідні «звукові доріжки» в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні. Така структура найбільш характерна для зразків, отриманих із циліндричних заготовок (рис. 4.4, *в*, *г*), що і забезпечує вищі значення модуля пружності для таких зразків (№2), у порівнянні із зразками, отриманими з конічних заготовок (№3).

В структурі заготовок, відштампованих із заготовок конічної форми (рис. 4.5, *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 гарячештампованих 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. 4.10, *a*). Це пояснює суттєву відмінність структури композиту, отриманого із необробленої шихти, яка відзначається значним агломеруванням часток лігатурної складової (рис. 4.2, *a, б*) у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої в планетарному млині шихти, частки карбідної фази якої розподілені за об'єм рівномірніше (рис. 4.2, *в, з*).

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:

$$A = A_0 \exp(-ax) \quad (4.2)$$

де  $a$  – коефіцієнт затухання. Затухання ультразвуку визначається по зменшенню інтенсивності ультразвукової хвилі. В разі використання імпульсних методів аналізу у досліджуване середовище посиляється короткий



ультразвуковий імпульс і виміряється час пробігу, що витрачає ультразвук на проходження деякої відстані  $S$ . Порівнюючи величину амплітуди двох послідовних відбитих імпульсів на екрані осцилографа (рис. 4.12, а), можна визначити коефіцієнт затухання ультразвукової хвилі в даному матеріалі.

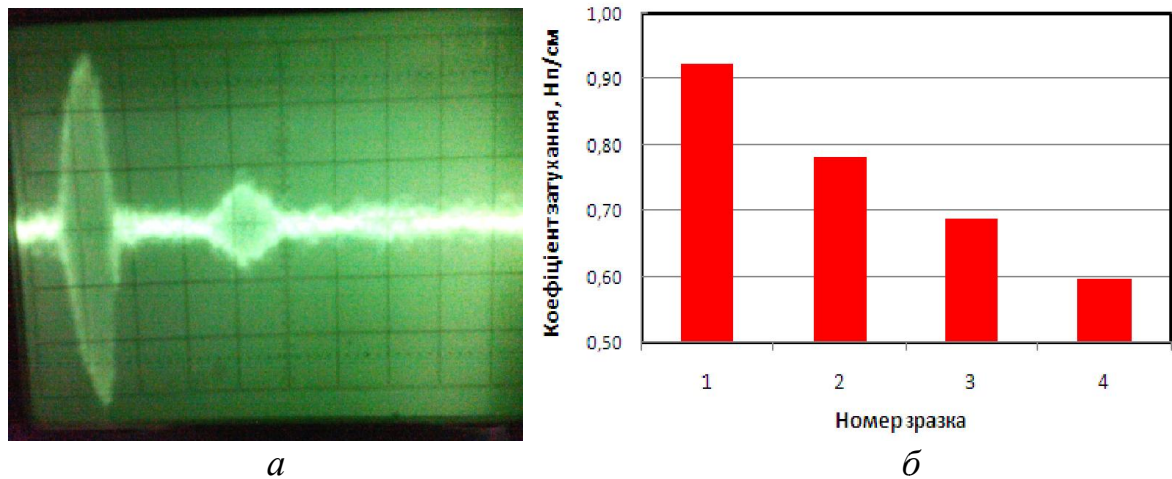


Рисунок 4.12 – Вигляд осцилограми для визначення характеру затухання за величиною амплітуд двох послідовних відбитих імпульсів (а) та коефіцієнти затухання для зразків, отриманих з використанням різних технологічних схем (б)

Як бачимо з (рис. 4.12, 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 плину) (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 зрошування при спіканні [172].

Тож матеріали, отримані гарячим штампуванням, відзначаються помітною анізотропністю, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладання зусилля штампування. При цьому, ступінь анізотропності матеріалів, отриманих зі неспечених заготовок, помітно вища у порівнянні із гарячештапованими спеченими композитами. Структурна анізотропія гарячештапованих 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 агломерируванням часток лігатурної складової у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої шихти, частки карбідної фази якої розподілені по об'єму 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 %.

#### **4.2.3. Алюмоматричні композиційні матеріали, отриманні методом гвинтової екструзії**

Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру і властивості досліджували в алюмоматричних композитах, зміцнених 5 %, 10 % та 15 % карбідовміщуючої лігатури складу 45Al-11C-44Ti (% мас.).

З сумішей порошків алюмінію та лігатури під тиском 500 МПа пресували вихідні заготовки  $\varnothing 30$  мм, які нагрівали до температури  $600 \div 630$  °С протягом 15 хв. і піддавали гарячій пластичній деформації в нагрітому до  $450 \div 500$  °С штампі із застосуванням методу гвинтової екструзії (ГЕ), де зразки продавлювали через матрицю з однаковими розмірами західної і калібруючої частин, креслення якої наведено на рисунок 4.13.

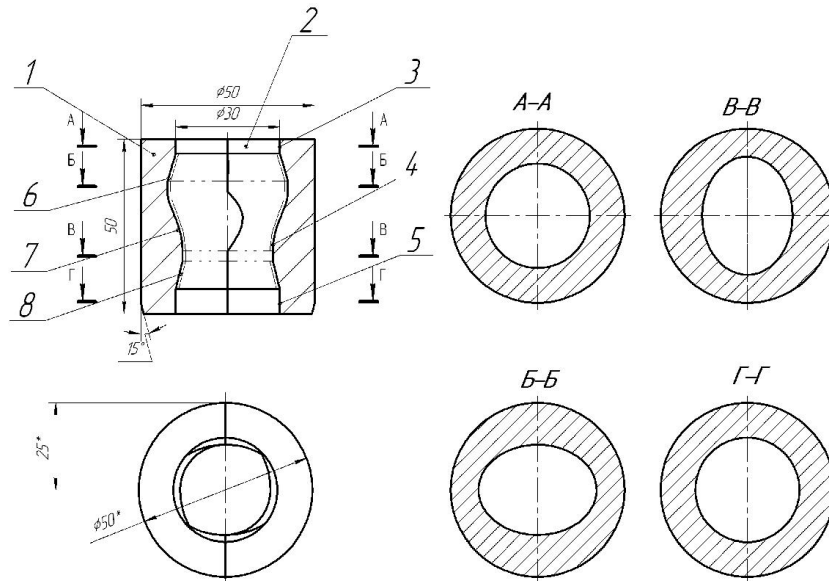


Рисунок 4.13 – Креслення матриці для гвинтової екструзії

З рисунка 4.14 можна побачити, що мікроструктура зразків після гвинтової екструзії характеризується наявністю чітко виражених двох фаз: основою є матриця з алюмінію, в якій відносно рівномірно розподілена зміцнююча фаза, у вигляді агломератів розміром від 10 до 150 мкм.

Агломерати зміцнюючої фази складаються, головним чином, із близьких до сферичної форми часток карбіду титану, розміром 1-1,5 мкм (рис. 4.14, б).

Особливістю процесу гвинтової екструзії є те, що після кожного проходу поздовжній розмір заготовки практично збігається з вихідним, у зв'язку з чим виникає можливість багаторазової обробки заготовок для накопичення у них достатнього ступені деформації. У нашому випадку кількість проходів при гвинтовій екструзії змінювалась від 1 до 3.

Для реалізації підпору на передній кінець заготовки при кожному проході в матрицю встановлювали нагріту до тієї ж температури контршайбу з литого алюмінієвого сплаву.

З отриманих після кожного проходу зразків вирізалися поздовжні і поперечні темплети, на яких вимірювали властивості і досліджували структурні особливості композиту.

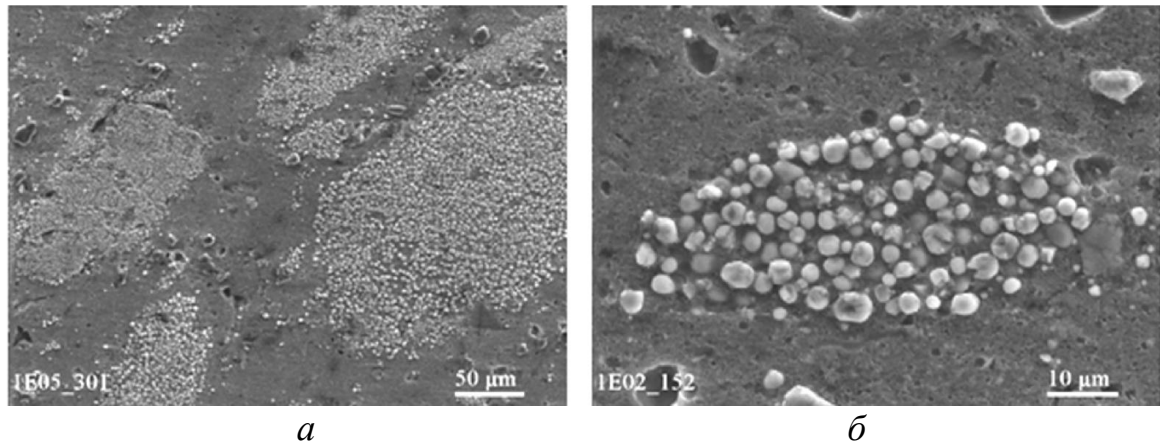


Рисунок 4.14 – СЕМ зображення мікроструктури АМКМ після гвинтової екструзії з 10 % лігатури складу 45Al-11C-44Ti (% мас.). при збільшенні  $\times 300$  (а) та  $\times 4000$  (б)

В процесі гвинтової екструзії відбувається деформація і часток агломератів зміцнюючої фази (лігатури): останні витягуються вздовж напрямку течії матеріалу, через що у структурі матеріалу формується чітко виражена текстура. Ступінь текстурованості зразків істотно зростає від першого (рис. 4.15, а) до третього проходу (рис. 4.15, в).

Інтенсивні зсувні деформації агломератів зміцнюючої фази супроводжується їх подрібненням, проте після перших двох проходів поряд з подрібненими агломератами присутні також і досить великі агломерати розміром до 100-150 мкм (рис. 4.15, а, б). Тільки у зразків після 3-го проходу фрагментація агломератів твердої фази призводить до переважного наявності в структурі композиту агломератів, середній розмір яких не перевищує 25-30 мкм

(рис. 4.15, *в*). При цьому, ступінь однорідності розміру агломератів зміцнюючої фази зростає зі збільшенням процентного вмісту лігатури в суміші і з збільшенням кількості проходів.

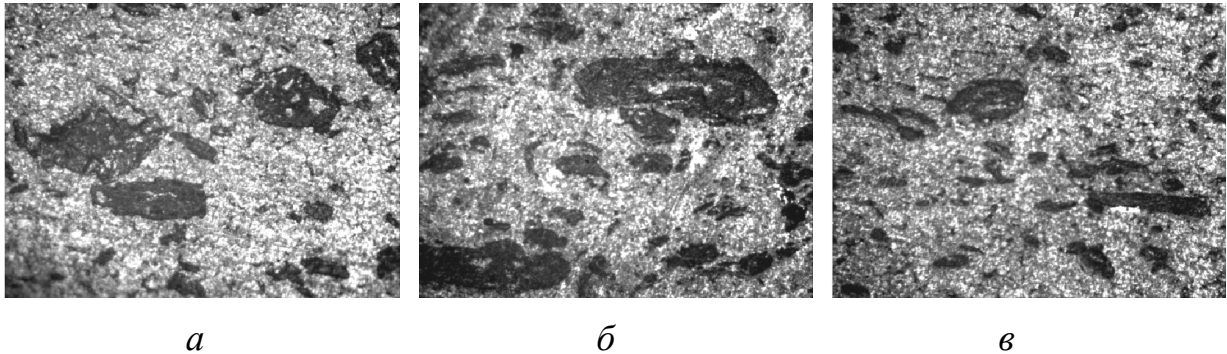
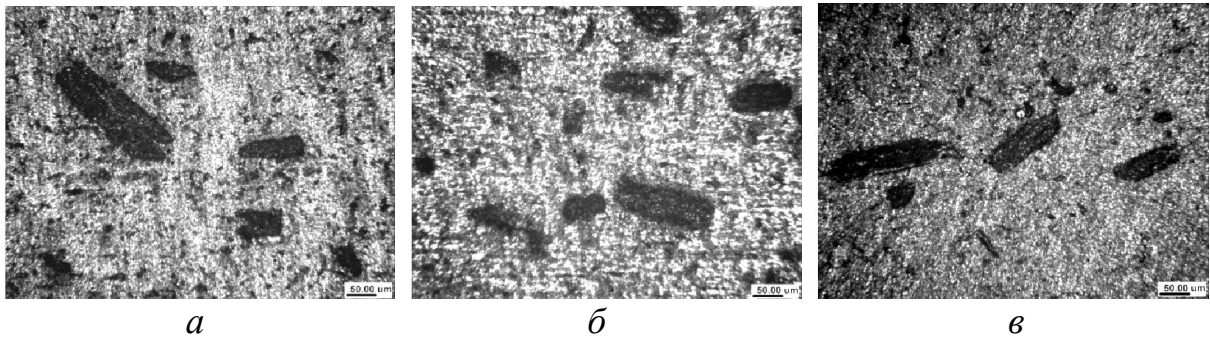


Рисунок 4.15 – Мікроструктура зразків з 15 % лігатури складу 45Al-11C-44Ti (% мас.) після одного (*а*), двох (*б*) і трьох (*в*) проходів ( $\times 100$ ) у поздовжньому напрямку

Дослідження шлифів на вирізаних з екструдованих зразків поперечних Темплете також показало наявність специфічної мікроструктури матеріалу і в поперечному перерізі зразків (рис. 4.16), в якій агломерати зміцнюючої фази зі збільшенням кількості проходів витягуються в напрямку, дотичному до концентричних кіл, умовно побудованих на поверхні шліфа. Так само як і для поздовжнього перерізу, ступінь текстурованості в поперечному перерізі зростає зі збільшенням числа проходів. Така структура проявляється внаслідок особливостей кінематики течії металу при гвинтовій екструзії, коли у кожному матеріальному перетині заготовки в результаті проходження гвинтового каналу створюється значний градієнт тензорів швидкостей деформацій та спостерігається сильне крутіння радіальних "волокон" зразка [127].

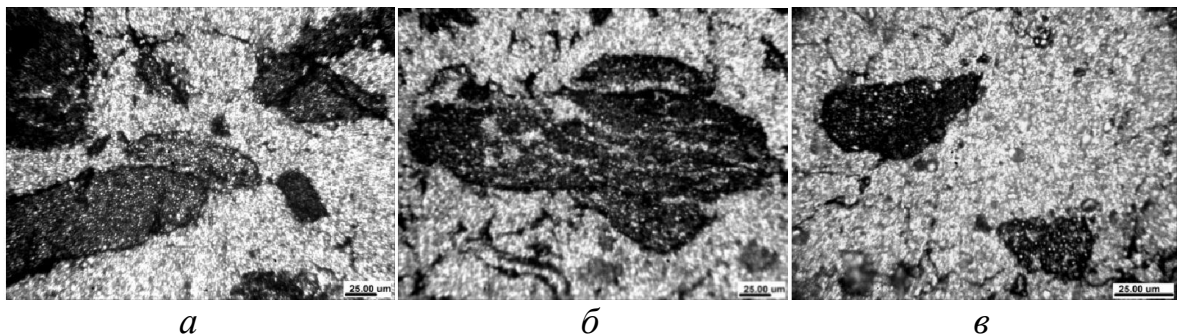
Вивчення кінетики формування структури алюмоматричних композитів із збільшенням кількості проходів при гвинтовій екструзії дозволило припустити механізм, за яким відбувається фрагментація конгломератів твердої фази. З рисунку 4.17 видно, що у заготовок після першого проходу спостерігається чітка границя між алюмінієм і лігатурою (рис. 4.17, *а*), то після другого проходу

матрична фаза починає проникати між частинками твердої фази, утворюючи всередині неї своєрідні прошарки (рис. 4.17, б), і після третього проходу – перемішується з нею, що веде до активної фрагментації агломератів зміцнюючої фази (рис. 4.17, в). Найбільш яскраво цей ефект проявляється у зразків з великим (15 %) вмістом лігатури.



*a* – один прохід; *б* – два проходи; *в* – три проходи

Рисунок 4.16 – Мікроструктура зразка з 5 % лігатури складу 45Al-11С-44Ті (% мас.) у поперечному перерізі в залежності від кількості проходів



*a* – один прохід; *б* – два проходи; *в* – три проходи

Рисунок 4.17 – Залежність структури конгломератів зміцнюючої фази від кількості проходів при гвинтовій екструзії в композиті складу 15 % (45Al-11С-44Ті (% мас.)) - 85% Al

Зміна властивостей композитів відповідає зміні структури у результаті деформації заготовки. Із збільшенням кількості проходів при гвинтовій екструзії і вмісту зміцнюючої фази щільність і твердість зразків зростає

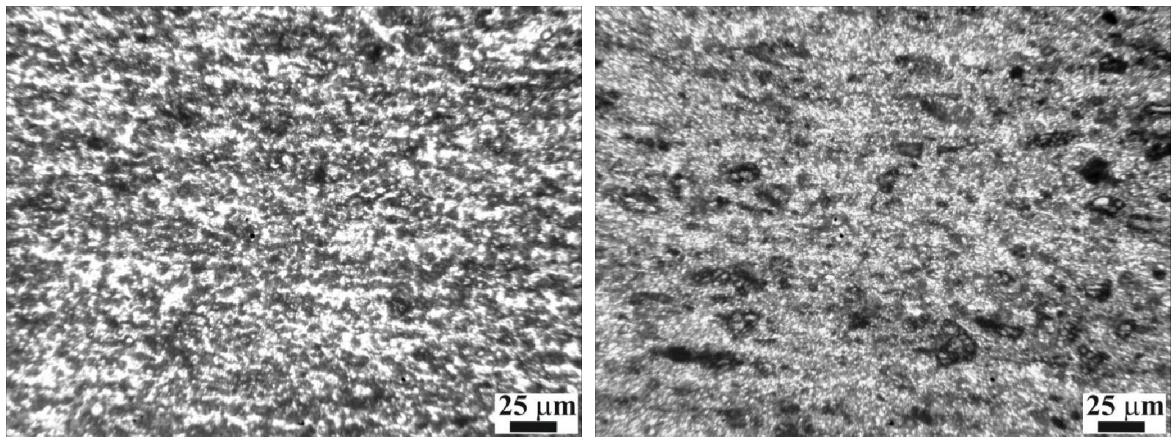
(таблиця 4.4). Про зміцнення сплаву за рахунок накопичення деформацій свідчить помітне підвищення його твердості зі збільшенням кількості проходів при незначному зростанні щільності композиту.

Таблиця 4.4 – Значення щільності АМКМ, зміцнених лігатурою № 12 (см розділ 2. таблиця 2.2) складу 45Al-11C-44Ti (% мас.) до та після гвинтової екструзії та їх твердість в залежності від кількості проходів

Кількість проходів	Вміст компонентів (% об)	Щільність, г/см <sup>3</sup>		HRB
		Вихідна	Після ГЕ	
1	5 % лігатура - 95% Al	2,56	2,68	50-55
	10 % лігатура - 90% Al	2,61	2,65	57-58
	15 % лігатура - 85% Al	2,65	2,71	65-66
2	5 % лігатура - 95% Al	2,58	2,68	50-56
	10 % лігатура - 90% Al	2,63	2,72	59-61
	15 % лігатура - 85% Al	2,65	2,69	73-75
3	5 % лігатура - 95% Al	2,58	2,68	69-70
	10 % лігатура - 90% Al	2,62	2,70	72-73
	15 % лігатура - 85% Al	2,65	2,73	74-76

#### 4.3. Алюмоматричні композити, отримані із шихти на основі суміші порошків Al та TiC

Для порівняння механічних властивостей у роботі були отримані АМКМ з 15 % карбідом титану за такою ж самою технологічною схемою, що і композити, зміцненні карбідовміщуючою лігатурою системи Al-Ti-C. Мікроструктура спечених та неспечених композитів Al – 15 % TiC наведена на рисунку 4.18, на якому помітна, що карбід титану у спечених заготовках схильний до агломерації, у той час як, зміцнююча фаза у неспечених зразках характеризується більшою рухливістю та сильніше подрібнюється під час гарячого штампування. Відмінність у структурі спечених і неспечених композитів з карбідом титану, загалом, носить той самий характер, що й у АМКМ з карбідовміщуючою лігатурою, коли у циліндричних зразках реалізується ефект збиральної рекристалізації.

*a**б*

*a* – неспечені; *б* – спечені

Рисунок 4.18 – Мікроструктура АМКМ з 15 % TiC, після гарячої штамповки

Значення твердості та механічних властивостей композитів з карбідом титану представлені в таблиці 4.5.

Таблиця 4.5 – Значення щільності, твердості та механічні властивості АМКМ з 15 % TiC

Склад, % (об.)	НВ, МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta$ , %	$\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	
					до ГШ	після ГШ
85Al-15TiC спечені	338	100	148	4,94	2,209	2,366
85Al-15TiC неспечені	319	110	156	2,25	2,302	2,467

Враховуючи дані, що приведені вище для композитів, з лігатурами, видно що, АМКМ з карбідом титану мають значно нижчі показники, при однаковому вмісті зміцнюючої фази. Але у зразків з 10 % лігатури (рис. 4,3 б, г, е, з; рис. 4.7) складів 40Al-6C-54Ti (% мас) та 45Al-11C-44Ti (% мас) мають близькі значення твердості, границі текучості та міцності зі зразками, з 15 % карбиду титану.



#### 4.4. Вплив легування матричної фази на особливості структури та фізико-механічних властивостей гарячештампованих АМКМ

Для покращення фізико-механічних властивостей АМКМ, було прийнято рішення легувати їх 5,6 % Cu та 7 % Л80, 9 % ЛН-65-5. Склад зразків та значення їх щільності до і після гарячого штампування наведені у таблиці 4.6. Відсотковий вміст латуні розраховували таким чином, щоб в зразках була однакова кількість міді.

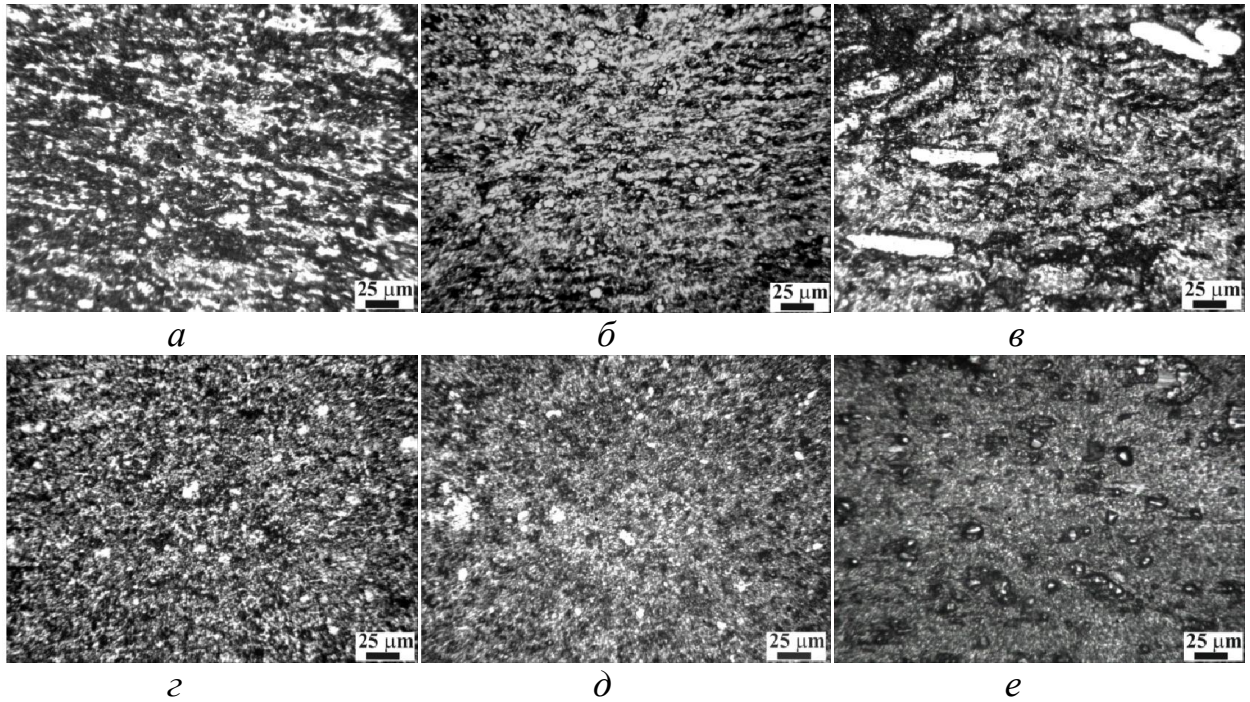
Мікроструктура зразків представлена на рисунку 4.19. Дослідження зразків показали, що мікроструктура композитів характеризується наявністю трьох фаз: основою є матриця із алюмінію, у якій розподілена лігатура та частки легуючих порошоків (світла фаза), які мають чітко виражені границі як у неспечених, так і у спечених зразків, що говорить про відсутність взаємодії між алюмінієвою матрицею, міддю та латунню при 600 °С, що також підтверджується

Таблиця 4.6 – Значення щільності для АМКМ, легуваних міддю і латунями та зміцнених лігатурою № 2, складу 20Al-16С-64Ti (% мас) до та після гарячого штампування

Наявність попереднього спікання заготовок	Склад, % (об)	$\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	
		вихідна	після ГШ
неспечені	5,6% Cu - 15% лігатура № 2 - 79,4% Al	2,849	3,036
	7% Л80 - 15% лігатура № 2 - 78% Al	2,724	2,849
	9% Л565-5 - 15% лігатура № 2 - 76% Al	2,961	3,017
спечені	5,6% Cu-15% лігатура № 2 - 79,4% Al	2,831	2,878
	7% Л80-15% лігатура № 2 - 78% Al	2,651	2,834
	9% Л565-5-15% лігатура № 2 - 76%Al	2,912	3,206

результатами рентгенофазового структурного аналізу (рис. 4.20). До того ж у неспечених зразках містяться більш рухливі агломерати зміцнюючої фази та

частки легуючих елементів, які витягуються у напрямку прикладеного навантаження (рис. 4.19 *а, б, в*)



*а, з* – 5,6% Cu - 15% лігатура - 79,4% Al;

*б, д* – 7% Л80 - 15% лігатура - 78% Al;

*в, е* – 9% ЛН65-5 - 15% лігатура - 76% Al

Рисунок 4.19 – Мікроструктура легованих АМКМ, зміцнених лігатурою складом 20Al-16С-64Ті (% , мас.): *а, б, в* – після ГШ, *з, д, е* – після спікання та ГШ

На рисунку 4.20 наведено фрагменти дифрактограм неспечених та спечених АМКМ, легованих міддю та латунню, з якого видно, що додаткових фаз під час спікання зразків не утворюється. Характер дифрактограм у обох випадках практично не змінюється, а основними фазами є алюміній, карбід титану та відповідна легуюча добавка.

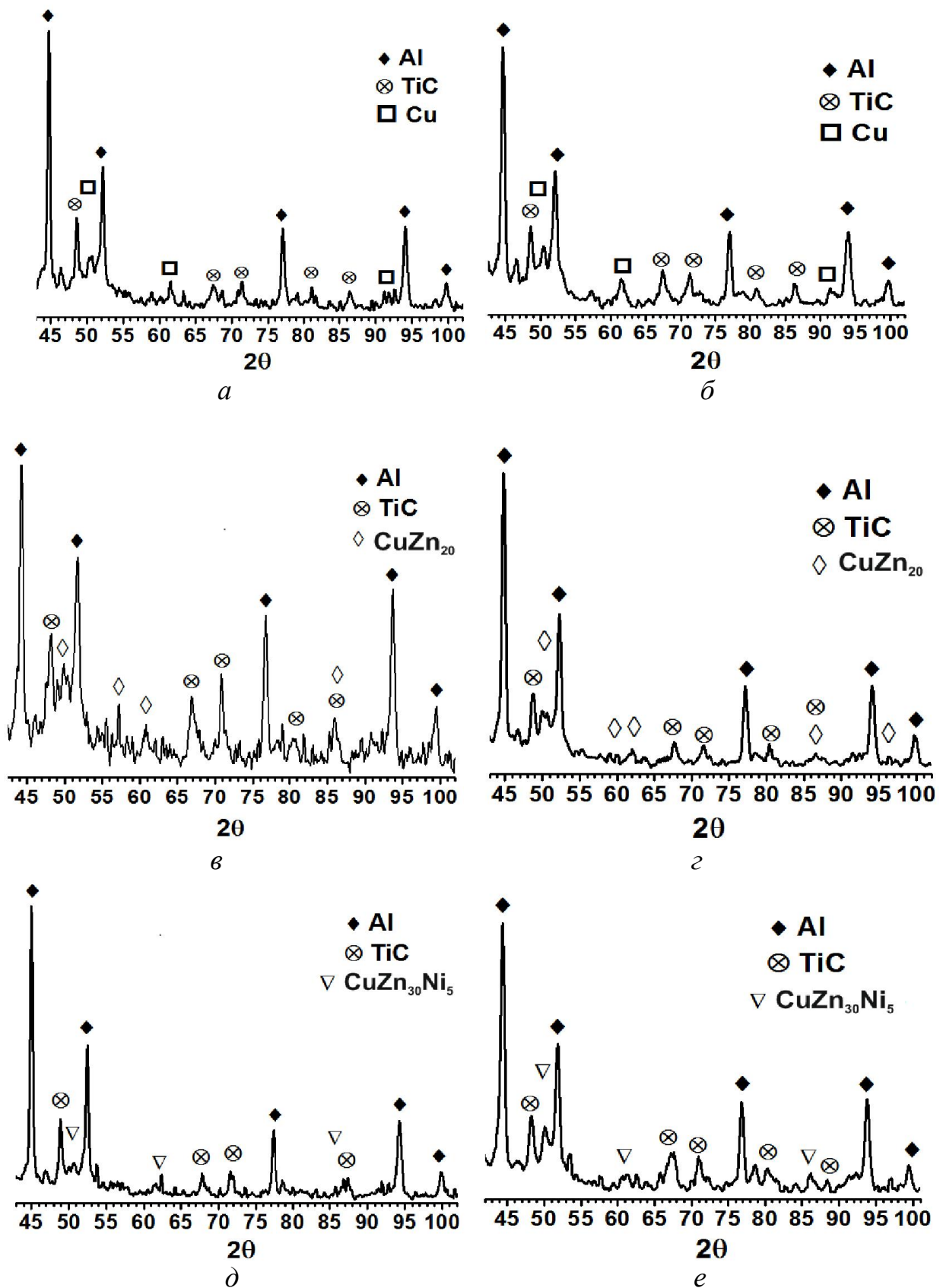
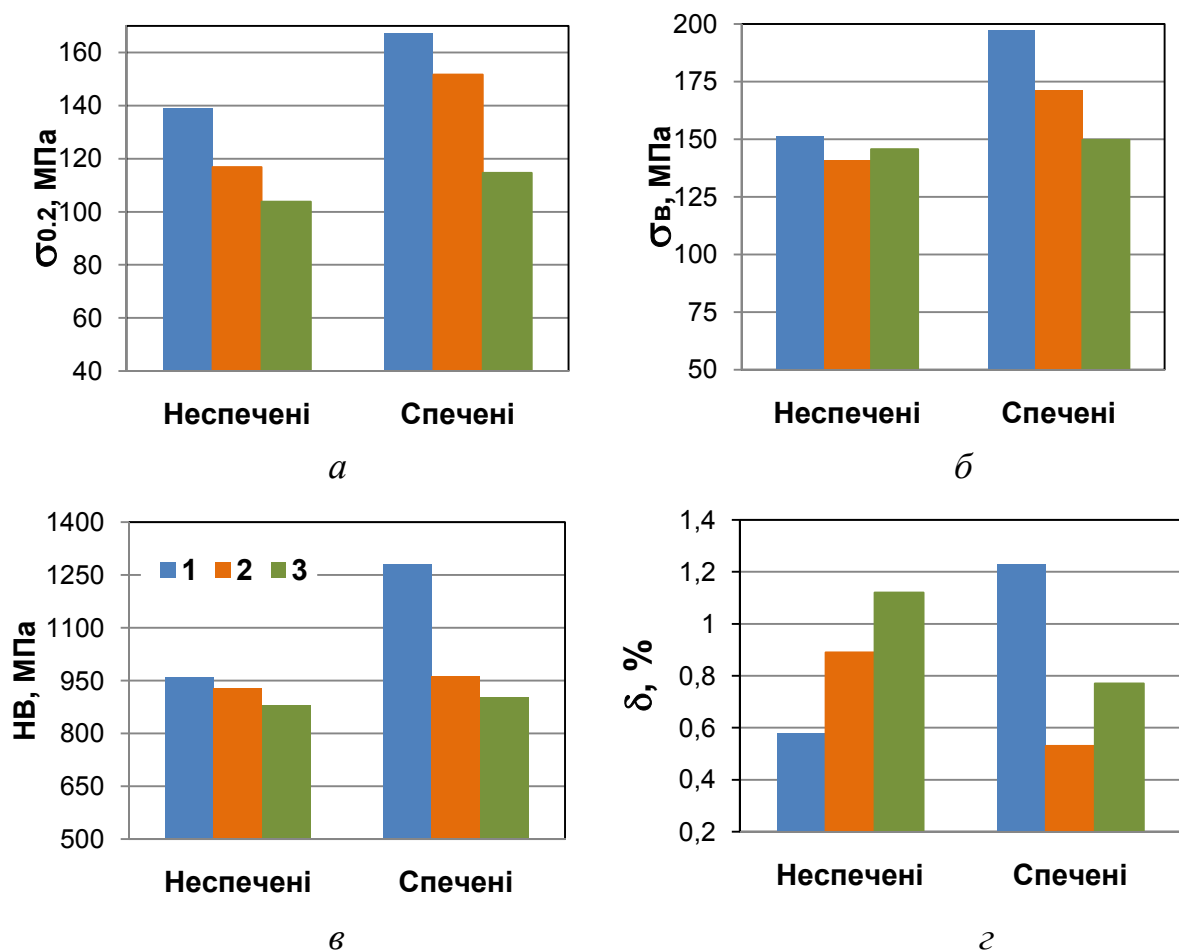


Рисунок 4.20 – Вплив термічної обробки на фазоутворення в гарячештапованих АМКМ, легованих міддю та латунню: *a*, *в*, *д* – неспечені, *б*, *г*, *е* – спечені

Результати дослідження основних механічних властивостей легованих гарячештапованих алюмоматричних композитів (рис. 4.21) показали, що при легуванні АМКМ з 15 % карбидовміщуючою лігатури складу 20Al-64Ti-16C (% мас.) твердість зразків значно зростає з 615 МПа для неспечених зразків та 627 МПа для спечених до 950 МПа та 1280 МПа (рис. 4.21, в) відповідно у випадку додавання до системи, наприклад, міді. Що до характеристик міцності, то вони знаходяться практично на тому ж рівні, що й до легування (рис. 4.8 а, б, рис. 4.21 а, б). При введенні міді в неспечені АМКМ пластичність композитів знижується (рис. 4.21 з), а от у зразках після спікання та ГШ пластичність залишається практично на попередньому рівні.



1 – 5,6% Cu - 15% лігатура № 2 - 79,4% Al; 2 – 7% L80 - 15% лігатура № 2 - 78% Al; 3 – 9% ЛН65-5 - 15% лігатура № 2 - 76% Al

Рисунок 4.21 – Основні механічні характеристики гарячештапованих АМКМ з 15 % лігатури складу 20Al-16C-64Ti (% мас.), леговані міддю та латунню.

#### 4.5. Висновки за розділом

1. Дослідження впливу технологічної схеми отримання алюмоматричних композиційних матеріалів на структуру та їх механічні властивості показали, що міцність та твердість композитів, виготовлених із шихти після розмелу в планетарному млині суттєво перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана змішуванням в змішувачі типу "п'яна бочка". Відзначено, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у вихідній шихті показники твердості і характеристики міцності монотонно зростають, а показники пластичності зменшуються. Найкращі властивості демонструють композити з лігатурою складу 20Al-64Ti-16C (% мас.), тому саме ці зразки були обрані для подальшого дослідження.

2. Запропонована нова схема деформування пористих заготовок при їх об'ємному штампуванні та встановлено вплив схеми штампування на структуру та властивості гарячештапованих композитів. Показано, що як твердість, так і міцність матеріалів, отриманих із заготовок кінчної форми, помітно (на 15-20 %) перевищує аналогічні характеристики матеріалів, виготовлених з циліндричних заготовок. Відзначено, що структура гарячештапованих зразків з алюмоматричних композитів відрізняється наявністю помітної текстурованості, ступінь якої зростає при використанні вихідних заготовок кінчної форми. Для 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 %.

3. Вивчення кінетики формування структури алюмоматричних композитів із збільшенням кількості проходів при гвинтовій екструзії дозволило припустити механізм, за яким відбувається фрагментація конгломератів твердої фази. Із збільшенням кількості проходів матеріал матриці починає проникати між частками лігатури, що веде до утворення всередині

останньої своєрідних прошарків, що після третього проходу заготовки через матеріал матриці веде до фрагментації агломератів зміцнюючої фази. Найбільш яскраво цей ефект проявляється у зразків з великим (15 %) вмістом лігатури для композитів з лігатурою складу 45Al-11C-44Ti (% мас.). Про зміцнення сплаву за рахунок накопичення деформацій свідчить помітне підвищення його твердості зі збільшенням кількості проходів при незначному зростанні щільності композиту

4. Досліджено вплив легуючих компонентів, таких як Cu (5,6 %) та латуней Л80 (7 %) та ЛН-65-5 (9 %) на фізико-механічні властивості алюмоматричних композитів, отриманих методом гарячого штампування. Визначено, що для АМКМ з 15 % карбидовміщуючої лігатури складу 20Al-64Ti-16C (% мас.) твердість зразків значно зростає з 615 МПа для неспечених зразків та 627 МПа для спечених до 950 МПа та 1280 МПа відповідно у випадку додавання до складу міді. Значення міцності збільшуються на 5 - 10 %, пластичність неспечених композитів знижується, а у спечених - залишається на колишньому рівні.

## РОЗДІЛ 5

### ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ

#### **5.1. Триботехнічні властивості гарячештампованих алюмоматричних композитів**

З метою дослідження впливу зміцнюючої лігатури системи Al-Ti-C, часток карбіду титану, домішок легуючих елементів, а також попереднього спікання на зносостійкість алюмоматричних композиційних матеріалів, отриманих гарячою штамповкою були проведені триботехнічні випробування зразків у парі зі сталлю У10.

##### **5.1.1. Алюмоматричні композити, отримані із порошкової шихти на основі порошкових сумішей систем Al-лігатура та Al-TiC**

У таблиці 5.1 наведені значення масового зношування та коефіцієнтау тертя в залежності від швидкості випробувань та навантаження для неспечених та попередньо спечених до гарячого штампування алюмоматричні композитів, зміцнені 15 % лігатури складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) і карбіду титану. Було виявлено, що матеріали без попередньої термічної обробки витримують навантаження 0,4 МПа за швидкості тертя 1 та 2 м/с, де інтенсивність зношування більша для композитів з TiC. Проте саме неспечені зразки з карбідом титану демонструють кращу стійкість, зберігаючи працездатність й при навантаженні 0,7 МПа за швидкості випробування 2 м/с. Подальше зростання швидкості ковзання у випадку неспеченого композиту з лігатурою призводить до розігріву зразку і перенесення матеріалу зразка на поверхню контр-тіла та у зворотньому напрямку (рис. 5.1), на що вказує збільшення значення вагового зношення до 99,3 мг/км при швидкості 3 м/с, а при збільшенні

швидкості тертя до 4 м/с значення масового зношування знову зменшується до 71,5 мг/км (Таблиця 5.1).

Таблиця 5.1 – Залежність масового зношування та коефіцієнта тертя, для композитів, зміцнених лігатурою складу 20Al-16C-64Ti (% , мас.) та TiC від швидкості ковзання та навантаження

P, МПа	V, м/с	15% лігатура № 2 - 85% Al		15% TiC - 85% Al	
		Масове зношування, Іт, мг/км			
		неспечені	спечені	неспечені	спечені
0,4	1	2,35	5,9	8	9,55
	2	7,55	13,05	9,05	14,7
	3	99,3	12,95	11,4	14,9
	4	71,5	12,49	12,7	15,27
0,7	1	-	10	8,4	15,55
	2	-	11	10,65	17,6
	3	-	15,2	62,61	19
	4	-	15,6	-	19,7
1	1	-	20,8	-	90,75
	2	-	29,9	-	-
	3	-	19,45	-	-
Коефіцієнт тертя, $\mu$					
0,4	1	0,2	0,43	0,4	0,6
	2	0,3	0,39	0,38	0,5
	3	0,45	0,33	0,37	0,37
	4	0,95	0,31	0,35	0,4
0,7	1	-	0,46	0,41	0,52
	2	-	0,35	0,39	0,44
	3	-	0,31	-	0,41
	4	-	0,29	-	0,37
1	1	-	0,37	-	0,38
	2	-	0,38	-	-
	3	-	0,6	-	-

У випадку спечених перед штамповкою композиційних матеріалів при підвищенні навантаження і швидкості тертя масове зношування теж поступово збільшується. Композит 15% TiC - 85% Al працює при всіх швидкостях до навантаження в 7 МПа. При навантаженні в 1 МПа та швидкості 1 м/с



починається його активна взаємодія з поверхньою контр-тіла, що призводить до значного підвищення значення масового зношування (таблиця 5.1), у той час як матеріал складу 15% та лігатура № 2 - 85% Al працюють ще й при 1 МПа і швидкості 3 м/с, хоча при цих значення вже помітно, що й поверхня зразка, зміцненого лігатурою починає взаємодіяти з контр-тілом.

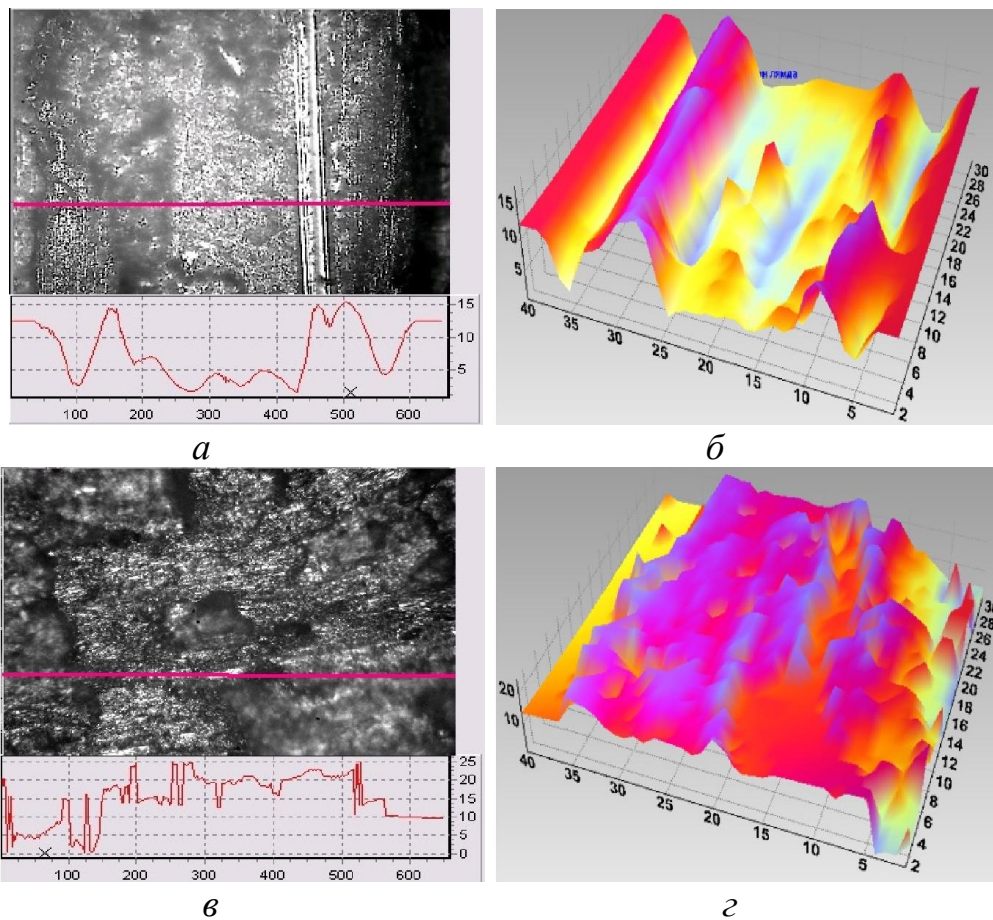
Значення коефіцієнту тертя для неспечених композитів підвищується при збільшенні навантаження і швидкості випробування, а для зразків після спікання та ГШ загалом навпаки зменшується, так само як і для композитів з карбідом титану тільки після ГШ. Мінімальні коефіцієнт тертя 0,29 та 0,31 зафіксовано при навантаженні 0,7 МПа та швидкості 4 м/с і при навантаженні 0,4 МПа та швидкості 4 м/с відповідно для спеченого композиту 15% і лігатура № 2 - 85% Al, що зміцнений лігатурою складу 20Al-16C-64Ti (% мас.). Для композиту 15% TiC - 85% Al найменше значення коефіцієнту тертя 0,37 встановлено при навантаженні 0,4 МПа та швидкості 3 м/с і при навантаженні 0,7 МПа та швидкості 4 м/с

Сліди пластичної деформації добре помітно на зображенні структури зразків після тертя (рис. 5.2, а, в та рис. 5.3, а, в) та профілограмах (рис. 5.2, б, г та рис. 5.3, б, г). Поверхня неспеченого композиту 15% лігатура № 2 - 85% Al характеризується досить різким перепадом по висоті виступів і западин, що видно з 2D профілю (рис. 5.2, а).



Рисунок 5.1 – Зображення поверхні контртіла зі сталі 10 після триботехнічних випробувань зразків складу 15% лігатура № 2 - 85% Al

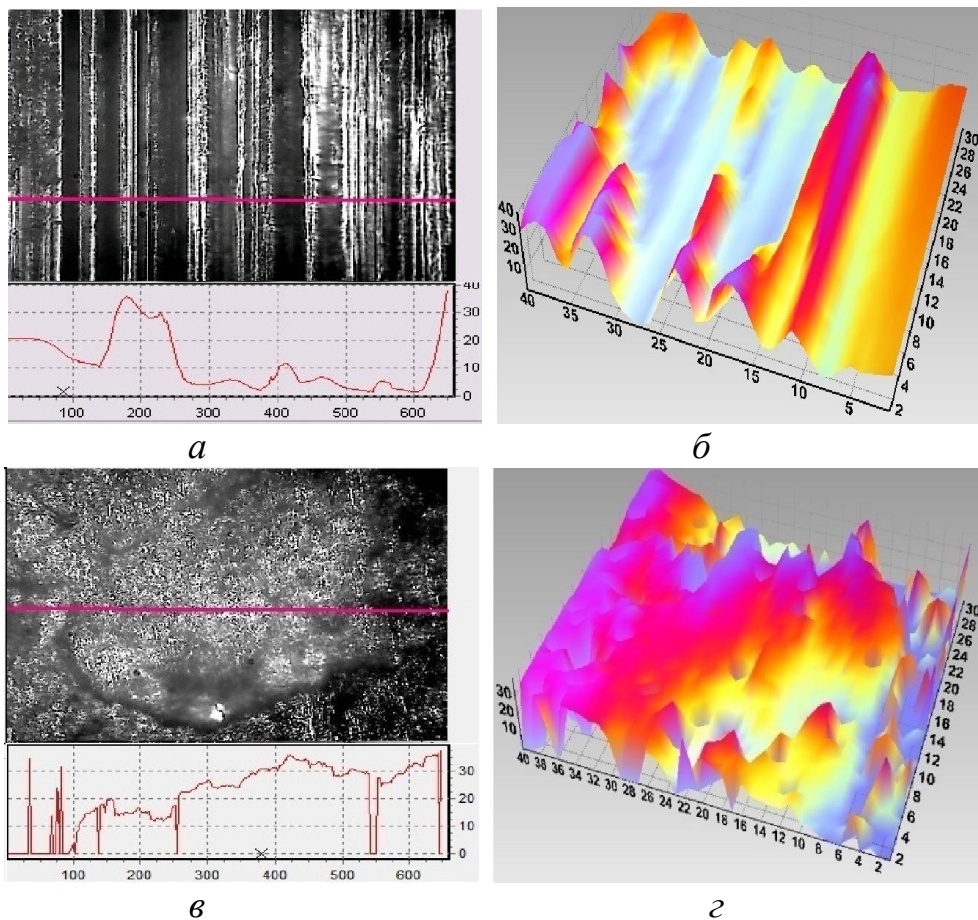
Це свідчить про те, що в результаті тертя відбулось відшарування значної кількості матеріалу з поверхні зразка (рис. 5.1, б). У випадку неспеченого композиту 15% TiC-85% Al, нерівності що утворились на поверхні тертя теж мають досить різкі перерпади між виступами та западинами, але характер 2D та 3D профілів зовсім інший (рис. 5.1, в, з) і свідчить про викришування часток карбіду титану.



*a, б* – 15% лігатура № 2 - 85% Al; *в, з* – 15% TiC-85% Al

Рисунок 5.2 – Зображення мікроструктури поверхні тертя та 2D і 3D-профілів попередньо неспечених композитів, після випробувань на зносостійкість при швидкості 4 м/с та навантаженні 0,4 МПа (*a, б*) та швидкості 2 м/с та навантаженні 0,7 МПа (*в, з*)

На зображенні поверхні тертя попередньо спечених зразків складу 15% лігатура № 2 - 85% Al (рис. 5.2 *a*) з'являються характерні борозди тертя, що свідчить по більшу міцність цього матеріалу в порівнянні з неспеченим композитом того ж складу та й зі спеченими композитом складу 15%TiC-75%Al, що добре співвідноситься з механічними властивостями даних матеріалів, які наведені у четвертій главі. Характер 2D і 3D-профілів спечених зразків загалом подібний до профілів зразків неспечених (рис. 5.3 *б, з*).



*a, б* – 15% лігатура № 2 - 85% Al; *в, з* – 15% TiC-85% Al

Рисунок 5.3 – Зображення мікроструктури поверхні тертя та 2D і 3D-профілів попередньо спечених композитів, після випробувань на зносостійкість при швидкості 3 м/с та навантаженні 1 МПа (*a, б*) та швидкості 1 м/с та навантаженні 1 МПа (*в, з*)

За даними рентгеноструктурного фазового аналізу на поверхні зносу у попередньо спеченого гарячештампованого композиту складу 15% лігатура № 2 - 85% Al виявлено  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , та  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (рис. 5.4).

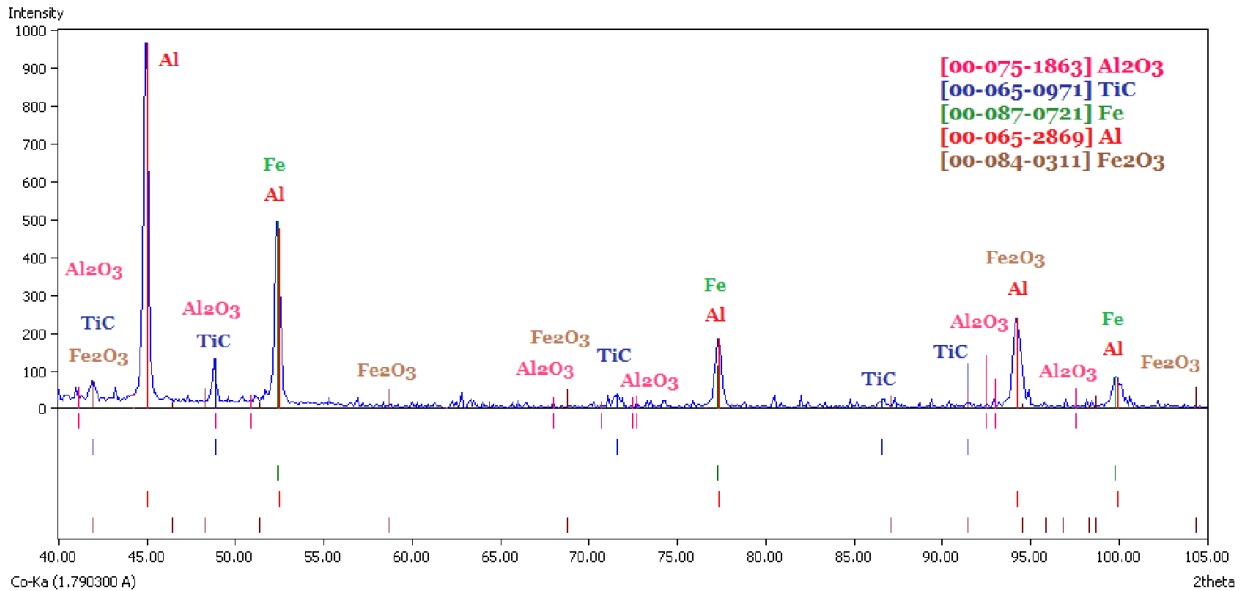


Рисунок 5.4 – Аналіз поверхні тертя спеченого алюмінієвого композиту складу 5,6 % Cu-15 % лігатура № 2 - 79,4 % Al, після випробувань на зносостійкість при швидкості 4 м/с та навантаженні 1 МПа

Таким чином, досліджуванні матеріали у парі тертя зі сталю 10 піддаються значним пошкодженням у результаті реалізації адгезійного механізму зношування.

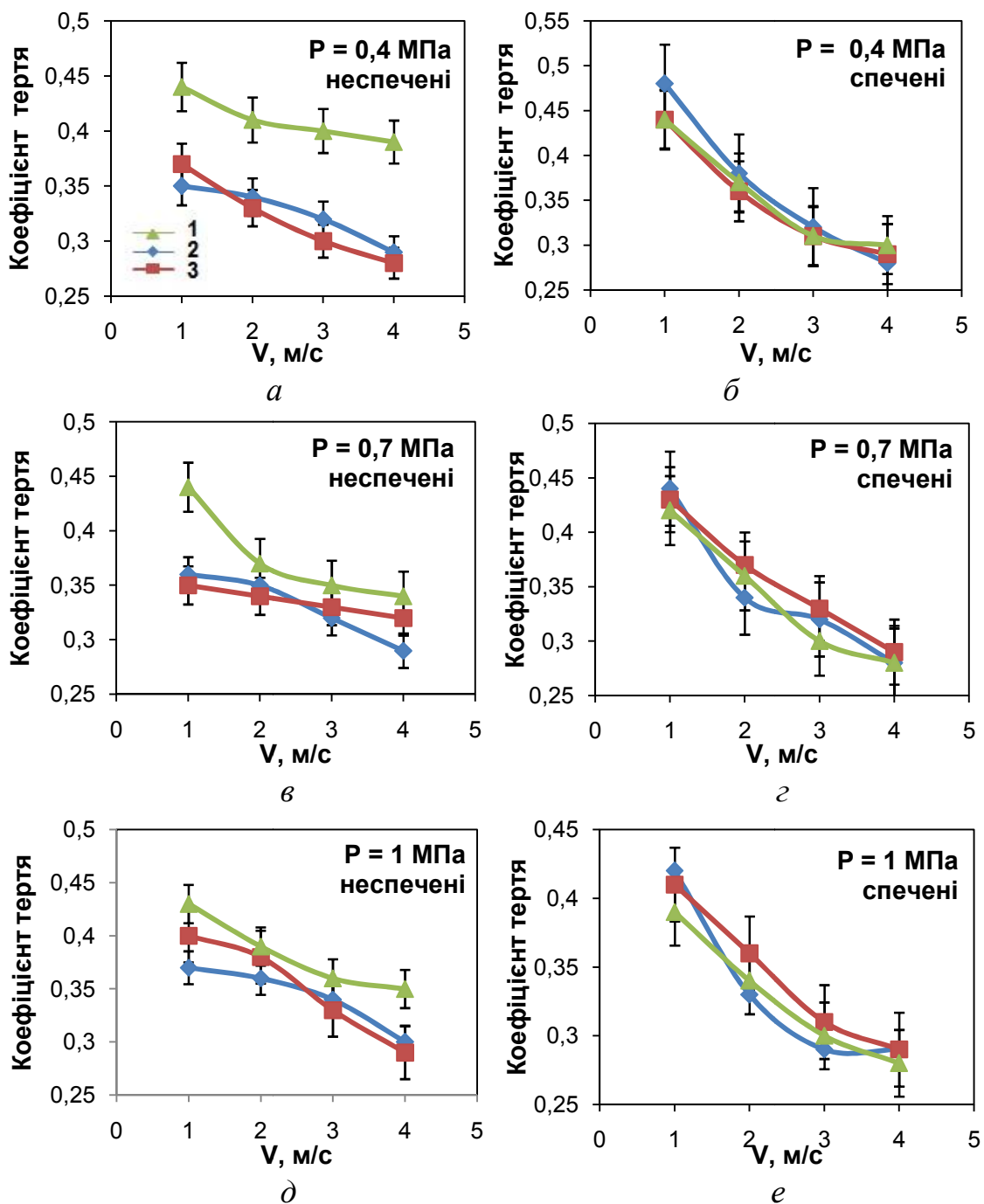
### 5.1.2. Алюмоматричні композити з легованою матричною фазою

Трибологічні випробування проводили для зразків після ГШ та для зразків після спікання та ГШ, які зміцнені 15 % лігатури складу 20Al-16С-64Ті (% , мас.) та додатково леговані міддю та латунями Л80, ЛН65-5.

На рисунках 5.4 і 5.5 наведені графіки залежності коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування від навантаження та швидкості тертя (шлях 1 км.), для зразків, що досліджували.

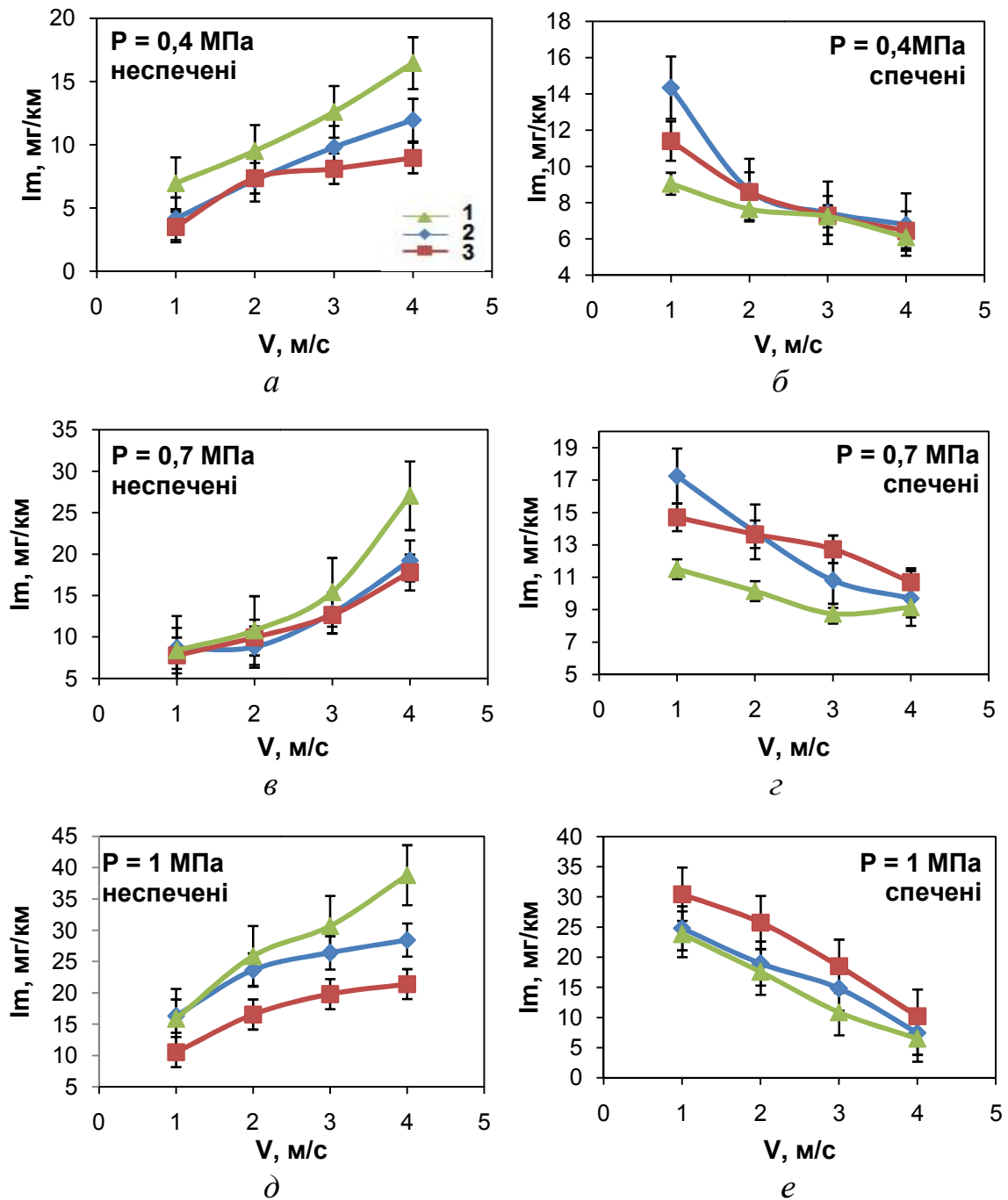
Значення коефіцієнту тертя для неспечених та спечених композитів поволі знижується при збільшенні навантаження і швидкості випробування. Мінімальне значення коефіцієнту тертя у групі неспечених композитів зафіксовано для зразків складу 9% Л565-5 - 15% лігатура № 2 - 76% Al і знаходиться в межах 0,28 - 0,3 (рис. 5.5 а, в, д), а для групи попередньо спечених матеріалів мінімальні значення коефіцієнту тертя знаходиться у межах 0,28 - 0,32 (рис. 5.5 б, г, е) для зразків складу 5,6% Cu-15% лігатура № 2 - 79,4% Al при навантаженні 1 МПа та швидкості 4 м/с. Автори [178-180] пояснюють таку тенденцію до зниження коефіцієнту тертя, тим що при інтенсивному зношуванні через велику шорсткість поверхні зменшується площа контактну зразка з контр-тілом.

Аналіз залежності масового зношення показав, що серед неспечених композитів для всіх зразків характерне пропорційне зростання величини зношення з підвищенням навантаження та швидкості випробування. Найкращі показники демонструють зразки, леговані латунями, а саме ЛН65-5. Значення масового зношування для них становить становлять від 3,5 до 21,4 мг/км (рис. 5.6 а, в, д). Оптимальними для композиту 9% Л565-5 - 15% лігатура № 2 - 76% Al є швидкості 2 – 4 м/с, про що свідчить відповідна крива (рис. 5.6, а). Найбільше значення масового зношування, за всіх умов тертя спостерігається у неспечених композитів, легованих міддю від 6,95 до 38,8 мг/км.



- 1 – 5,6% Cu-15% лігатура - 79,4% Al;  
 2 – 7% Л80 - 15% лігатура - 78% Al;  
 3 – 9% Л565-5 - 15% лігатура - 76% Al

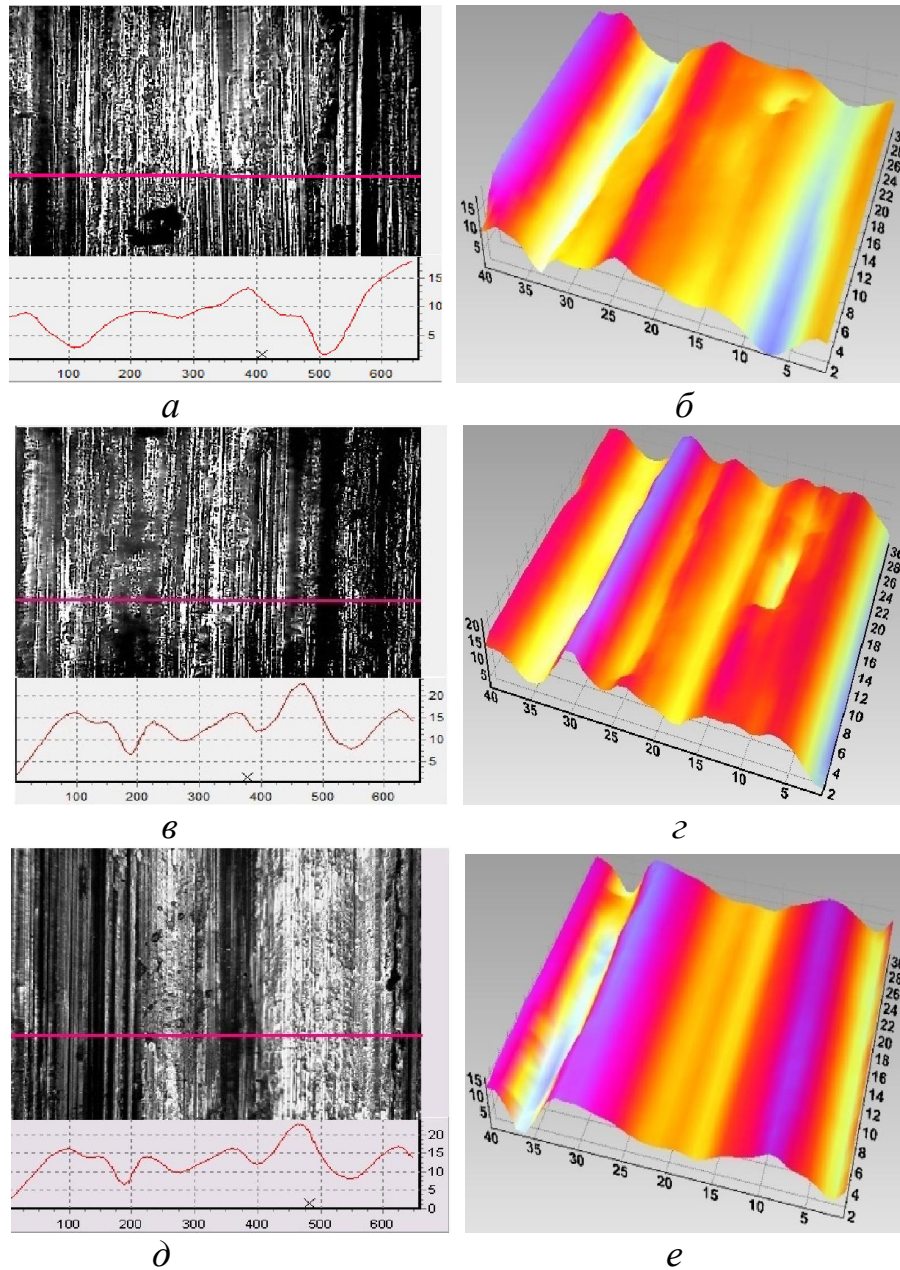
Рисунок 5.5 – Залежність коефіцієнту тертя від швидкості ковзання та навантаження для гарячештампованих алюмоматричних композитів, легованих міддю та латуннями



- 1 – 5,6% Cu-15% лігатура - 79,4% Al;  
 2 – 7% Л80 - 15% лігатура - 78% Al;  
 3 – 9% Л565-5 - 15% лігатура - 76% Al

Рисунок 5.6 – Інтенсивність зношування зразків в залежності від швидкості ковзання та навантаження для гарячештампованих алюмоматричних композитів, легованих міддю та латунями

Для зразків з Л80 значення масового зношування при навантаженні 0,4 МПа та 0,7 МПа близькі до значень масового зношування композитів з ЛН65-5, але при підвищенні навантаження до 1 МПа одразу ж набагато зростають.



*a, б* – 5,6% Cu-15% лігатура - 79,4% Al;

*в, г* – 7% Л80 - 15% лігатура - 78% Al;

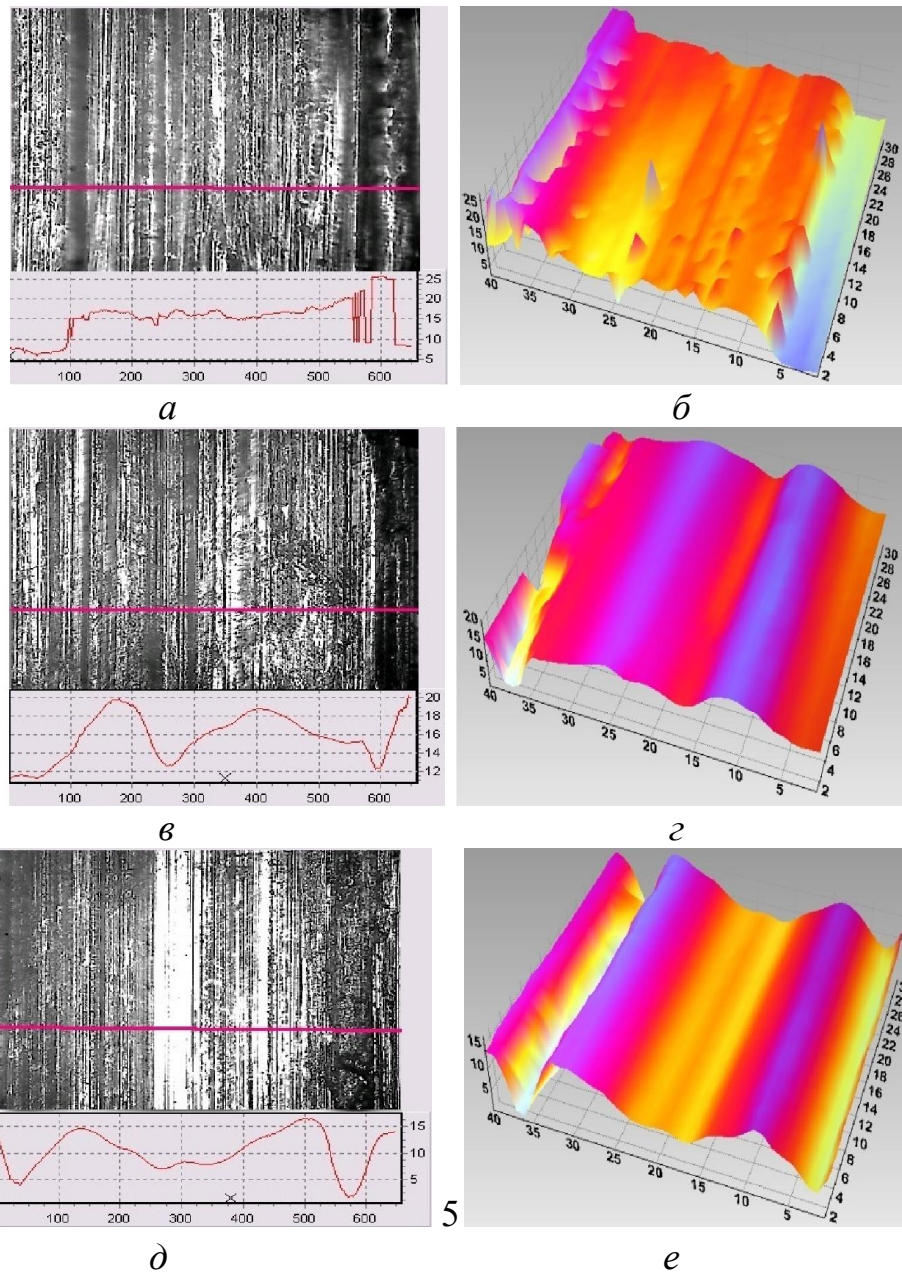
*д, е* – 9% Л565-5 - 15% лігатура - 76% Al

Рисунок 5.7 – Зображення мікроструктури поверхні тертя та 2D і 3D-профілів попередньо неспечених композитів, після випробувань на зносостійкість при швидкості 4 м/с та навантаженні 1 МПа



Збільшення швидкості ковзання в контактних точках пари тертя веде до зростання температури і навантаження на зерна лігатури, що призводить до їх руйнування і викришування з матеріалу матриці, що підтверджується зображенням поверхні композитів після трибологічних випробувань та 3D профілях (рис. 5.7). Тож ці доволі тверді частки залишаються між поверхнями, що труться та призводять до їх руйнування, за рахунок абразивного механізму зношування.

В групі попередньо спечених алюмоматричних композиційних матеріалів найкращу зносостійкість демонструють зразки складу 5,6 % Cu-15 % лігатура № 2 - 79,4 % Al (рис. 5.6 б, г, е). Для цих матеріалів відмічається пропорційне зростання значення вагового зношування при збільшенні навантаження, але при зростанні швидкості випробувань значення вагового зношування поступова знижується, що може пояснюватись утворенням захисних оксидних плівок під дією навантаження та зростання температури зразків під час випробувань. Завдяки кращому адгезійному зв'язку між матричним матеріалом та лігатурою викришування останньої при збільшенні навантаження та швидкості тертя не відбувається – поверхні тертя зразків досить рівні, гладкі, без слідів адгезійної взаємодії (рис. 5.8). Тож можна припустити, що окисна плівка не руйнується, як це відбувається з неспеченими зразками, і активно захищає зразки від інтенсивного зношування.



*a, б* – 5,6% Cu-15% лігатура – 79,4% Al;

*в, г* – 7% Л80 – 15% лігатура - 78% Al;

*д, е* – 9% Л565-5 – 15% лігатура – 76% Al

Рисунок 5.8 – Зображення мікроструктури поверхні тертя та 2D і 3D-профілі попередньо спечених композитів, після випробувань на зносостійкість при швидкості 4 м/с та навантаженні 1 МПа

За даними рентгеноструктурного фазового аналізу на поверхні зносу у попередньо спеченого гарячештампованого композиту 5,6 % Cu-15 % лігатура № 2 - 79,4 % Al виявлено  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , CuO та  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (Рис. 5.9).

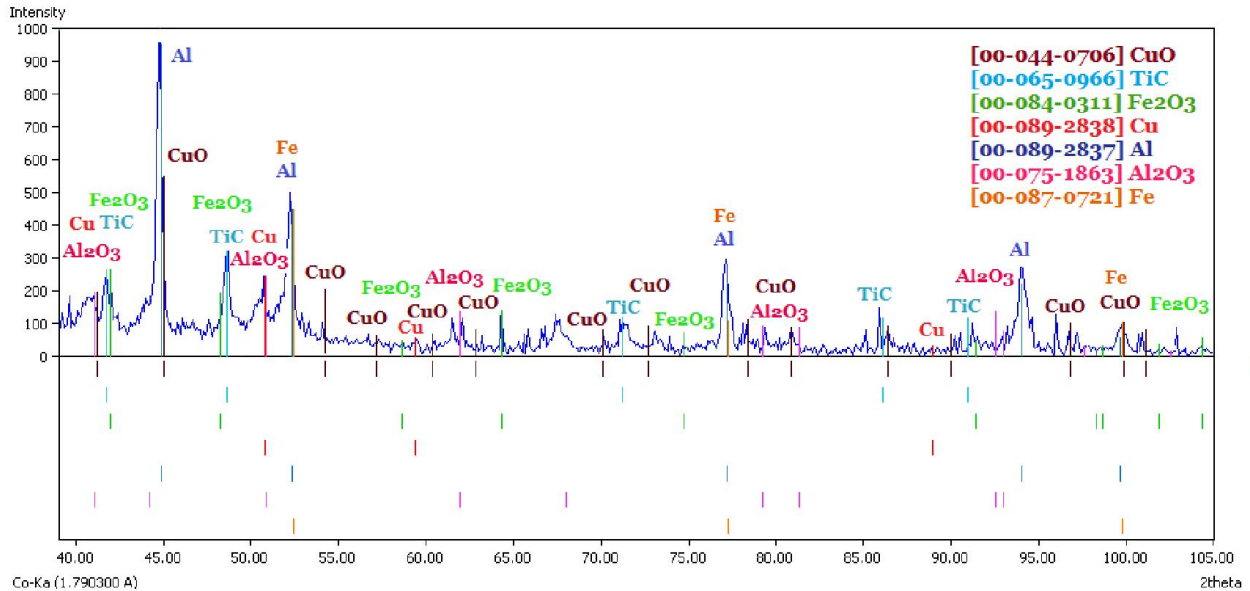


Рисунок 5.9 – Аналіз поверхні тертя спеченого алюмінієвого композиту складу 5,6 % Cu-15 % лігатура № 2 - 79,4 % Al після випробувань на зносостійкість при швидкості 4 м/с та навантаженні 1 МПа

Таким чином було виявлено, що добавки міді (5,6 %), латуней Л80 (7 %) та ЛН65-5 (9 %) покращують зносостійкість гарячештампованих алюмоматричних композиційних матеріалів, зміцнених лігатурами системи Al-Ti-C та карбідом титану, майже у два рази. Характер їх зношування змінюється з адгезійного на абразивний для неспечених легованих композитів та на окислювальний для тих зразків, що перед штампуванням спікали при температурі 600 °С.

## 5.2. Корозійна стійкість гарчештампованих алюмоматричних композиційних матеріалів

Специфічні умови експлуатації деталей машин, транспортних та будівельних конструкцій потребують використання металів не тільки з високою міцністю, але й з високою корозійною стійкістю.

Корозійна поведінка алюмінію та його сплавів залежить від умов експлуатації, а саме – природи складових агресивного середовища, їх концентрації, температури та ін. Згідно з [181-184] алюмінієві сплави та композити також демонструють високу корозійну стійкість в промисловій атмосфері, 0,01- вому розчині NaCl, який моделює осадки та атмосферне забруднення, що супроводжується накопиченням вологи у щілинах і зазорах, а також у 3%-вому розчині NaCl.

Тож, дослідження корозійної стійкості матеріалів проводили у 3,5 %-вому розчині NaCl та у 3%-вий NaCl + мл/л HCl при кімнатній температурі за прискореним методом.

Результати досліджень показали (таблиця 5.2), що корозійна стійкість алюмоматричних композитів, зміцнених 15 % лігатури різного складу та карбідом титану перевищує стійкість алюмінію та сплаву Д16 у 3,5 %-вому розчині NaCl. Так, стійкість проти корозії неспечених та спечених композитів з TiC становить 5 балів (стійкі за десятибальною шкалою) та 3 бали (дуже стійкі) відповідно, що, скоріш за все, пов'язанно з кращим контактом між матрицею і добавкою карбіду титану після спікання. У випадку неспечених та спечених композитів системи Al-лігатура стійкість проти корозії становить 1 бал (абсолютно стійкі) незалежно від фазового складу лігатури. Така відмінність між матеріалами говорить про те, що алюмініди титану, які утворюються під час термічного синтезу лігатури разом з карбідом титану, у даному випадку мають позитивний вплив на корозійну стійкість композитів системи 15% лігатура різного складу - 85% Al, у той час як композити 15% TiC - 85% Al хоч слабо, але кородують.

Таблиця 5.2 – Корозійна стійкість алюмоматричних композиційних матеріалів, отриманих гарячою штамповкою

Склад матеріалу, % (об)		Корозійні властивості			
		3,5%-вий NaCl		3%-вий NaCl + мл/л HCl	
		П, мм/рік	Бал*	П, мм/рік	Бал
ГШ	15% лігатура № 7 - 85% Al	-	1	2,95	8
	15% лігатура № 12 - 85%Al	-	1	3,35	8
	15% лігатура № 2 - 85%Al	-	1	1,54	7
	15% TiC - 85% Al	0,103	5	10,44	10
	5,6% Cu - 15% лігатура № 2 - 79,4% Al	88,82	10	8,76	9
	7% Л80 - 15% лігатура № 2 - 78%Al	1,06	8	2,25	8
	9% ЛН65-5 - 15% лігатура № 2 - 76%Al	0,56	7	2,16	8
Спiкання+ГШ	15% лігатура № 7 - 85%Al	-	1	1,71	7
	15% лігатура № 12 - 85%Al	-	1	2,25	7
	15% лігатура № 2 - 85%Al	-	1	0,95	7
	15% TiC-85% Al	0,014	3	10,20	9
	5,6% Cu - 15% лігатура № 2 - 79,4%Al	31,08	10	2,53	8
	7% Л80 - 15% лігатура № 2 - 78% Al	0,72	7	2,11	8
	9% Л565-5 - 15% лігатура № 2 - 76%Al	0,21	6	1,95	8
ЛІТІ	Al	0,67	6	1,304	7
	Д16	0,63	6	0,71	6

\* – за десятибальною шкалою

Введення у алюмоматричні композити мідді та латуні очікувано знижує корозійну стійкість досліджуваних зразків. Так, наприклад, для зразків лише після ГШ та після спікання та ГШ складу 5,6% Cu - 15% лігатура № 2 - 79,4%Al стійкість у 3,5 %-ому розчині NaCl розчині становить 10 балів (нестійкі). Завдяки цинку у латунях композити 7% Л80 - 15% лігатура № 2 - 78% Al та 9% ЛН65-5 - 15% лігатура № 2 - 76% Al мають вищий бал – для неспечених матеріалів він становить 8 (малостійкий) та 7 (понижено стійкі) відповідно, а для попередньо спечених – 7 та 6 (понижено стійкі) відповідно. Це пояснюється утворенням гальванічної пари між алюмінієм та міддю, де алюміній починає виступати в якості аноду [181].

У розчині 3%-вого NaCl + мл/л HCl майже всі досліджувані гарячештамовані алюмоматричні композиційні матеріали відносяться до групи малостійких або понижено стійких. Для неспечених та спечених матеріалів складу 15% TiC - 85% Al корозійна стійкість зменшується до 10 та 9 балу відповідно, що переводить ці матеріали до групи нестійких. Таке значне падіння корозійної стійкості в другому розчині пояснюється тим, що кислоти, як і луки, руйнують окисну плівку на алюмінії, і метал розчиняється. Особливо це стосується кислот, що містять галогени (соляна, сірчана, фтористоводнева кислоти) - агресивність їх зростає із зростанням маси галогену [181].

Таким чином, корозійна стійкість досліджуваних композиційних матеріалів покращується при зміцненні їх частками карбіду титану та карбідовміщуючою порошковою лігатурою системи Al-Ti-C. Але на відміну від композитів складу 15% TiC - 85% Al, зразки з лігатурою різного складу демонструють абсолютну стійкість у 3,5 %-вому розчині NaCl, як для спечених так і для неспечених зразків. Попереднє спікання дещо покращує корозійну стійкість композитів складу 15% TiC - 85% Al, переважно завдяки утворенню більш міцного контакту між матричним матеріалом та зміцнюючою фазою. У розчині 3%-вого NaCl + мл/л HCl ці матеріали демонструють понижено стійкість.

Всі композити, що у складі мають мідь та латуні, після випробувань на корозійну стійкість у 3,5 %-вому розчині NaCl і у розчині 3%-вого NaCl + мл/л HCl були віднесені до групи не стійких та малостійких відповідно.

### **5.3. Досліднопромислова технологія виготовлення виробів з гарячештамованих алюмоматричних композиційних матеріалів**

На основі отриманих результатів в роботі виконано відпрацювання дослідного процесу ізотермічного штампування пера лопатки нагнітального компресору та поршні.

### 5.3.1. Конструкція установки для отримання пера лопатки

Для виконання в лабораторних умовах експериментів по штампуванню пера лопатки з неоднорідних матеріалів була спроектована та виготовлена універсальна оснастка (рис. 5.10 та 5.11). Її універсальність полягає в тому, що вона дає можливість проводити експерименти з різною температурою нагріву матриці та контейнеру при мінімальних затратах часу на зміну робочого інструменту. Процес пресування проводиться в установці, яка кріпиться до верхньої та нижньої частин пресу. Установка, (рис. 5.10) складається з розбірної матриці 2, яка знаходиться в розбірному бандажі 5, який в свою чергу знаходиться в бандажі 6. Бандажі 4 і 6 охоплені радіатором (26). До радіатора (26) прикріплений корпус нагрівача (25). Сам нагрівач (23) прикріплений до середньої плити (21).

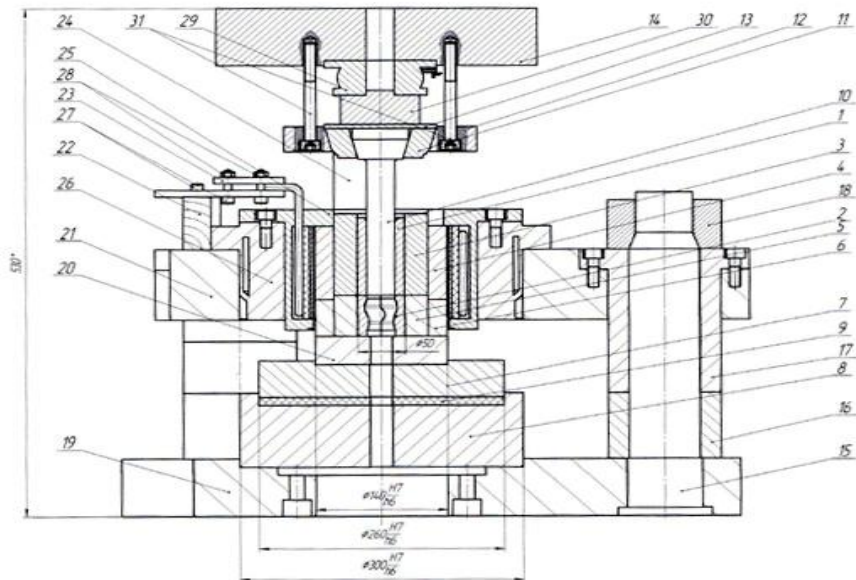


Рисунок 5.10 – Загальні креслення установки



Рисунок 5.11 – Загальний вигляд установки для штампування заготовок із порошку.

Ніхромовий нагрівач збирається та встановлюється в корпус радіатору (26), який запресований в середню плиту та закріплений верхньою частиною радіатору (25).

В нижню плиту (19) запресовані колонки (15) та встановлена дистанційна втулка (16), яка центрується через напрямну втулку (17) і кріпиться до середньої плити (21) та затягується гайкою (18).

Верхня частина штампів збирається в наступній послідовності: пуансон (10) встановлюється в пуансонотримач (11), який запресований в кільце (12). На пуансонотримач кріпляться підкладні плити (13, 30) і вся конструкція кріпиться до верхньої плити (14) гвинтами (31).

Верхня плита, яка прикріплена до повзуна пресу, опускається та проводиться пресування заготовки. Для демонтажу штампів на демонтажні колонки, які знаходяться на верхній плиті (14), встановлюються монтажні кільця, за допомогою яких піднімається середня плита.

Збірка середньої частини штампів складається з двох частин. В першій частині знаходиться збірний контейнер (1), який складається з трьох і сам



бандаж (3), в який вставляється збірний контейнер (1). Друга частина складається з матриці (2), яка складається з двох частин.

### 5.3.2. Інструмент для операцій штампування

Для виконання експериментів були спроектовані та виготовлені різного виду інструменти для різного роду операцій, а саме:

- збірна матриця з повздовжнім пером (рис. 5.12).
- збірний контейнер (матрицетримач рис. 5.13)
- пуансон (рис. 5.14).

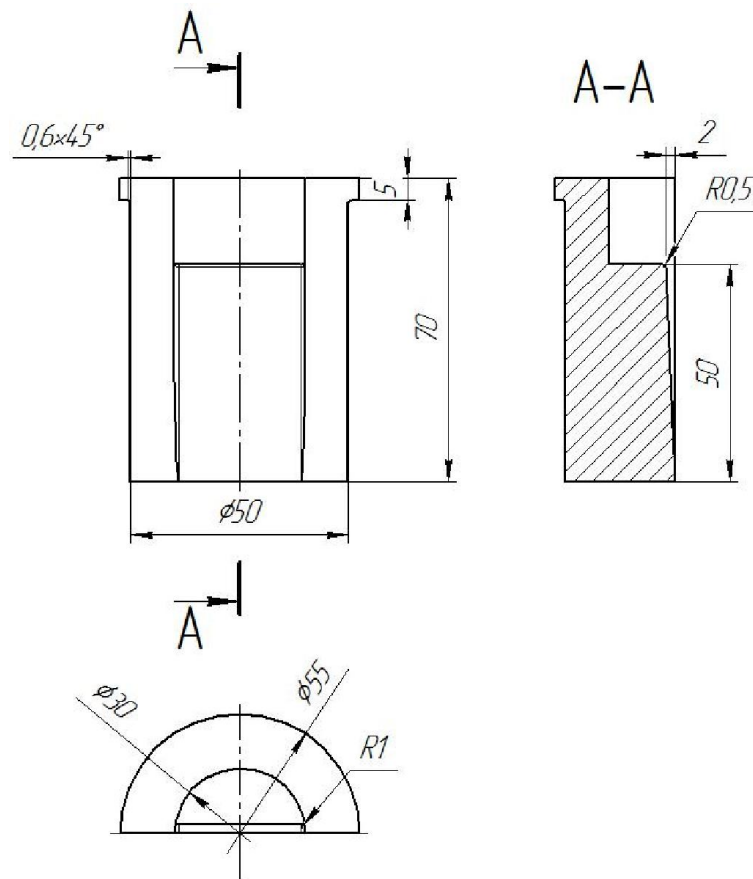


Рисунок 5.12 – Креслення напівматриці з повздовжнім пером

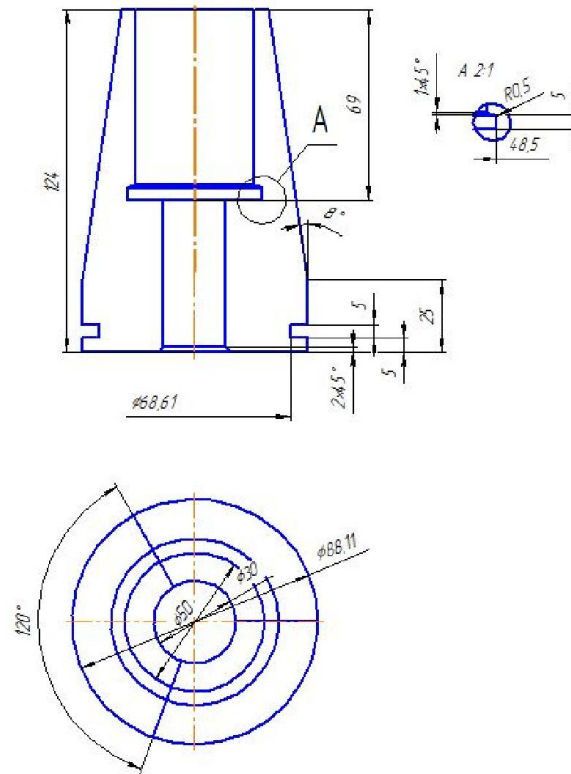
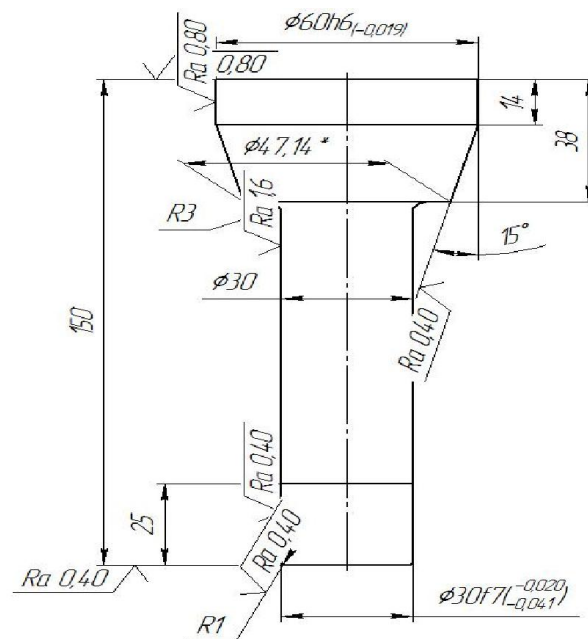


Рисунок 5.13 – Креслення збірного матрице тримача

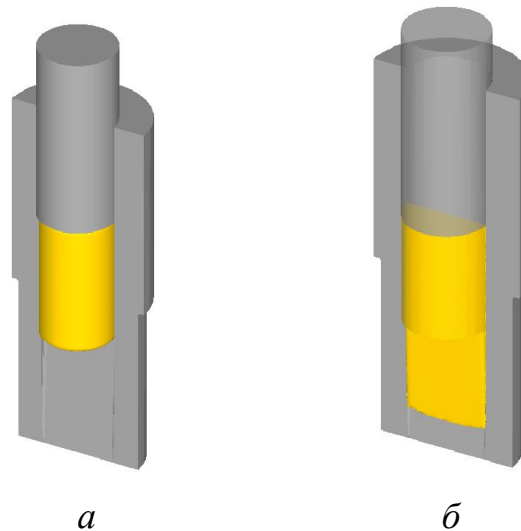


1. \*Размер для справок
2. Материал: Сталь ДИА-22 (4Х4ВМФС)  
Допускается замена на Сталь ДИА-23 (5Х3В3МФС) или Сталь 3Х2В8С
3. HRCэ 51... 55.
4. H12, h12,  $\pm \frac{IT12}{2}$

Рисунок 5.14 – Креслення пуансона

### 5.3.3. Моделювання процесу формоутворення елемента пера лопатки з неоднорідного матеріалу

Дослідження процесу формоутворення пера лопатки (рис. 5.15) виконувалась чисельними методами з використанням програми DEFORM – 3D відповідно до методики роботи (розділ 2) [186].



*a* – перед початком моделювання, *б* – після закінчення моделювання

Рисунок 5.15 – Схема ізотермічного штампування з порошкового матеріалу

На рисунку 5.16 зображений графік залежності сили деформування від переміщення інструменту при швидкості деформування 16 мм/с.  $\Delta$  - позначена точка, при якій мінімальна температура в перетені заготовки дорівнює температурі лінії солідусу. Після цього моменту зусилля практично не змінюється, як це характерно для ГОШ при деформуванні гарячого рідкого тіла.

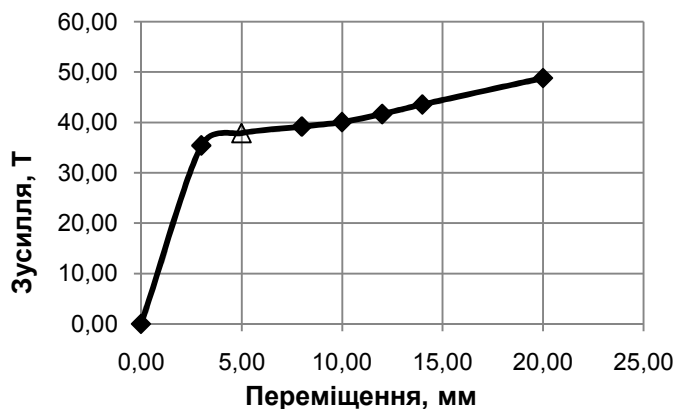
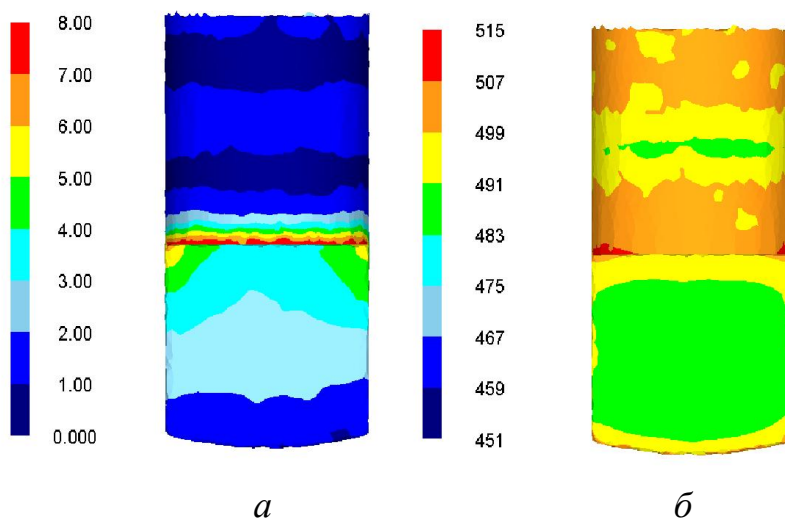


Рисунок 5.16 – Графік залежності сили деформування від переміщення інструменту, при швидкості деформування 16 мм/с

На рисунках 5.17 зображено результати моделювання розподілу інтенсивності деформації і температури в перетині за швидкістю деформування 16мм/с.



*а* – початковий етап деформування, *б* – кінцевий етап деформування

Рисунок 5.17 – Розподіл інтенсивності деформації за перетином поковки

За результатами моделювання в кінці ходу деформування можна чітко побачити зони, де інтенсивність деформацій найбільша.



Критерієм оцінки кожного зусилля штампування служили: стан поверхні пера лопатки та штампу; повнота відпресовки пера лопатки та умови заповнення радіусних ділянок хвостовика лопатки після пресування.

*a**б*

*a* – без витримки, *б* – з витримкою 5 хвилин

Рисунок 5.19 – Заготовки лопатки після штампування при зусиллі 350 кН

З рисунка (рис. 5.19, *a*, *б*) видно, що при обраному зусиллі формоутворення пера лопатки протікає не в повній мірі.

*a**б*

*a* – без витримки, *б* – з витримкою 5 хвилин

Рисунок 5.20 – Заготовки лопатки після штампування при зусиллі 550 кН

При зусиллі штампування 550 кН/тон матеріал заготовки по всій довжині заповнює матричний канал.

### 5.3.6. Особливості структури деформованого металу після ізотермічної екструзії

Для аналізу макро- та мікроструктури деталі зразок було розпилено навпіл вздовж пера лопатки (Рис. 5.21).

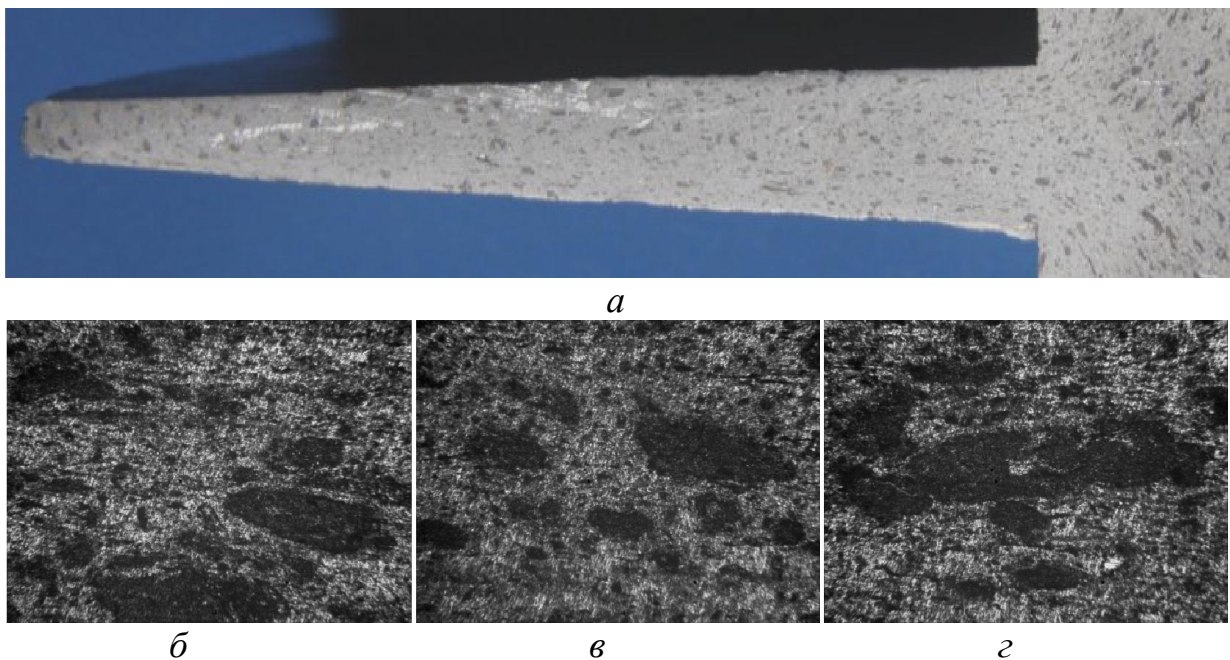


Рисунок 5.21 – Зображення макроструктури пера лопатки (а) та його мікроструктура (б, в, з), отримана при зусиллі 550 кН, витримка під навантаженням 5 хв

На даних фотографіях чітко видно, що відбувається перемішування лігатури та матеріалу матриці, агломерати карбидовміщуючої лігатури витягнулися в напрямку деформації (рис. 5.21, б, в, з) Також можна побачити наступне явище: оскільки матеріал при контакті з металом матриці

охолоджувався та гальмувався за рахунок тертя, то видно зону застою по краям пера та зону інтенсивного руху матеріалу всередині перерізу зразка.

Для кращого розуміння процесів, що відбуваються, було зроблено аналіз мікроструктури матеріалу по основі зразка. На рисунку 5.22 позначено дев'ять зон, мікроструктуру яких і вивчали (рис. 5.23).

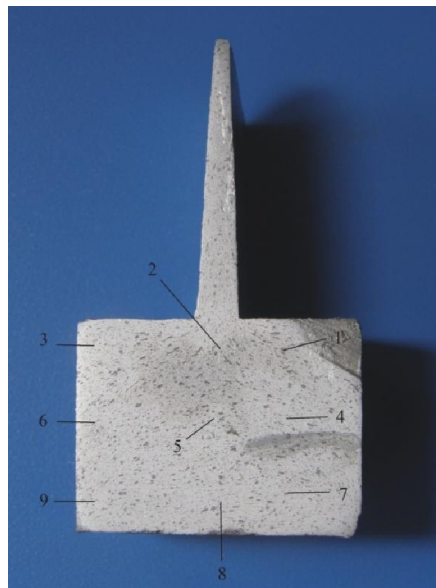
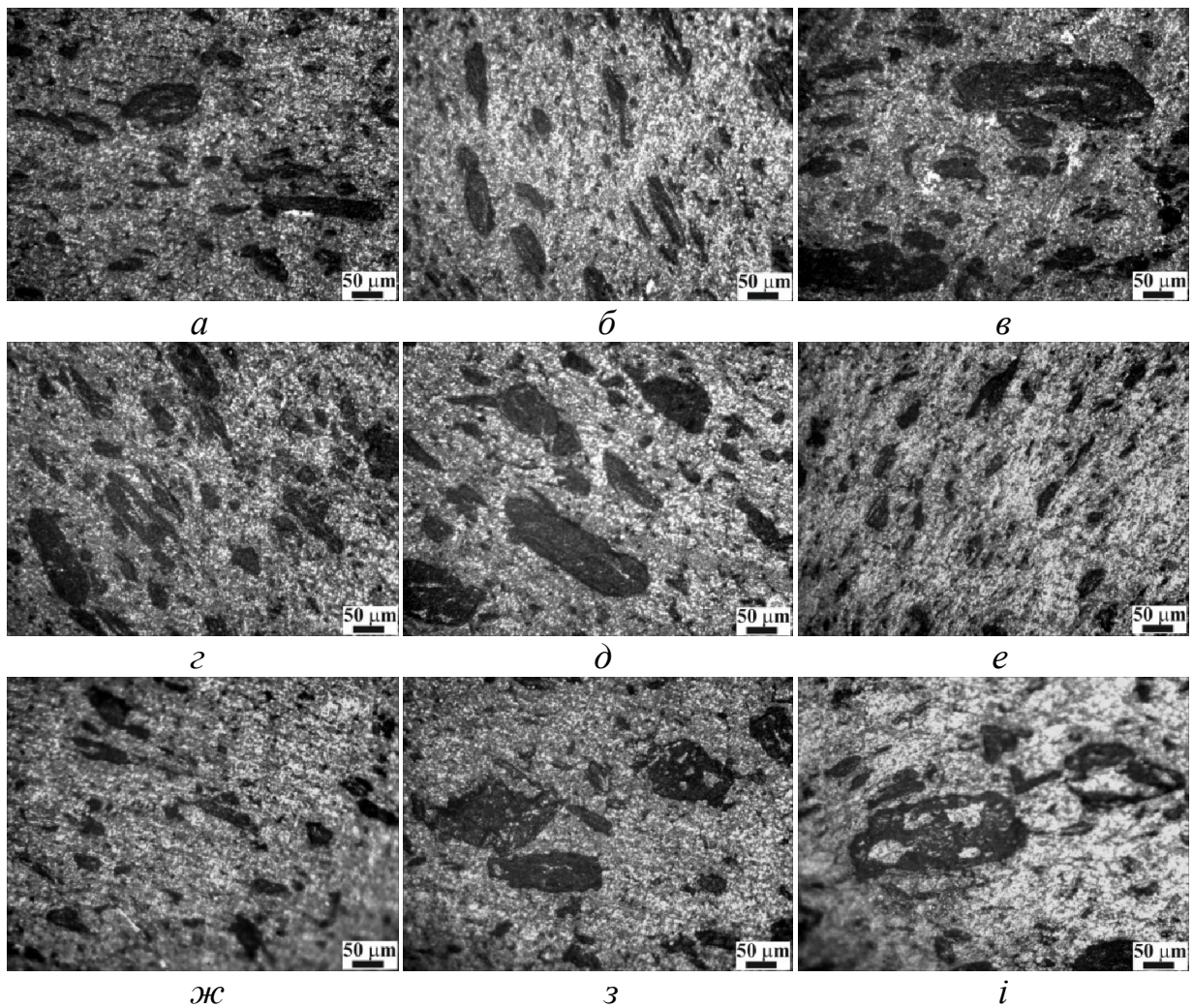


Рисунок 5.22– Макроструктура пера лопатки з позначенням характерних точок

На рисунку 5.22 чітко видно зони затікання матеріалу при формоутворенні пера. Перша зона (зона застою «мертва зона», точки *a* – точка 1; *b* – точка 3), характеризується тим, що рух матеріалу в ній майже відсутній, друга зона (точки *б* – точка 2 та *δ* – точка 5) – геометричний осередок деформацій, зона 3 (*z* – точка 8) – пружня зона, та зона 4 (точки *e* – точка 6; *i* – точка 9 та *z* – точка 4; *жс* – точка 7) – приконтактний деформований шар.





*a* – точка 1; *б* – точка 2; *в* – точка 3; *г* – точка 4; *д* – точка 5; *е* – точка 6;  
*ж* – точка 7; *з* – точка 8; *і* – точка 9

Рисунок 5.23 – Мікроструктура основи лопатки в різних зонах

На зображеннях мікроструктури перерізу основи лопатки також чітко видно як конгломерати зміцнюючої фази, що знаходяться в зонах великих пластичних деформацій, подрібнюються на менші частинки та переміщуються з матрицею, витягуючись при цьому в напрямку течії матеріалу (точки *a* – точка 1; *б* – точка 2; *г* – точка 4; *е* – точка 6). Частинки карбиду, що знаходяться в зонах застою та не зазнають інтенсивної пластичної деформації, майже не витягуються, оскільки матеріал залишається практично не рухомим (точки *в* – точка 3; *з* – точка 8; *і* – точка 9).

### 5.3.7. Гаряче штампування поршня компресору

Поршні експлуатуються в екстремальних умовах, характерними рисами яких є високий тиск, інерційні навантаження і температури. Саме тому до основних вимог, що пред'являються матеріалам для їх виготовлення, відносять:

- високу механічну міцність;
- високу теплопровідність;
- малу густину;
- незначний коефіцієнт лінійного розширення, антифрикційні властивості;
- корозійна стійкість.

Останні часом переважна більшість сучасних автомобільних двигунів оснащують поршнями з алюмінієвих сплавів і композитів, через їх вірогідну перевагу перед, наприклад, чавунами.

Головні переваги використання алюмінієвих сплавів для виготовлення поршнів наступні:

1. Покращення теплопровідності, що забезпечує більш низьку температуру головки поршня.

2 Зменшення маси поршня, яке досягається завдяки низькій густині алюмінію, що дає можливість двигуну працювати на більш високих обертах і розвивати велику потужність.

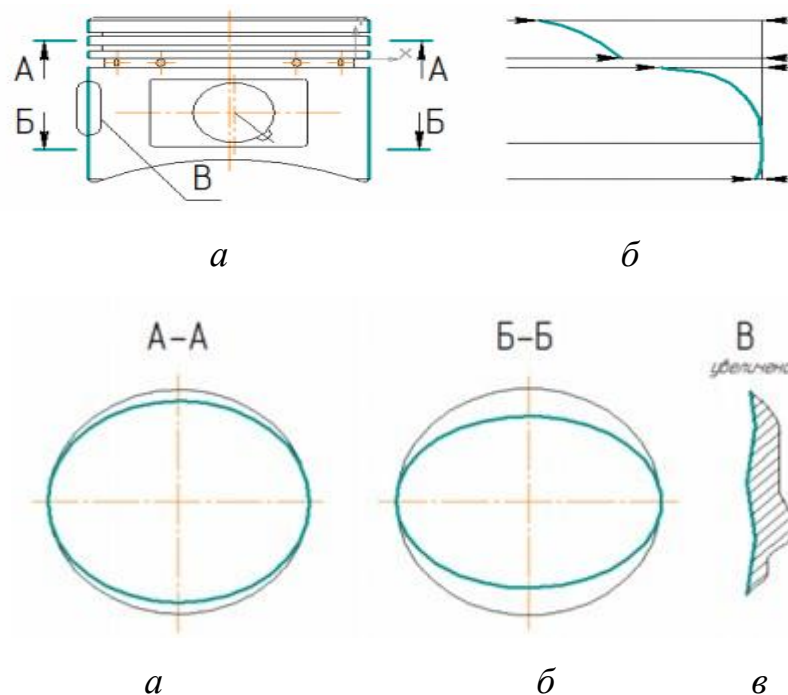
Спроби комбінувати малу вагу і гарну теплопровідність алюмінію перевагами використання чавунів або сталей для отримання поршнів, привели до створення конструкцій, що складаються з двох частин, в яких головка і бобишки поршневого пальця виготовляються з алюмінію, а юбка поршня - з чавуну або сталі.

В процесі експлуатації поверхня направляючої частини поршня (юбка) повинна мати пляму контакту з поверхнею циліндру і між зазначеними поверхнями повинна зберігатися необхідна величина діаметрального зазору.

Зменшення плями контакту призводить до підвищеного зносу поршня, а зменшення зазору – до схоплювання поверхонь.

Під впливом згоряючої (в камері згоряння) робочої суміші поршень нагрівається і розширюється. Метал розширюється нерівномірно, так як метал в конструкції поршню розподілен не однаково. Крім нагріву поршень піддається тиску газів, впливу сил інерції і, як наслідок, деформується.

Для забезпечення існування плями контакту і створення масляного клина в місці контакту з поверхнею циліндра поршням надають овальну форму в поперечному перерізі і бочкообразную в поздовжньому напрямку (рис. 5.24). Підбір параметрів овально-бочкоподібного профілю виконується для кожної моделі поршня з урахуванням того, що при нагріванні в двигуні він повинен наближатися в поперечному перерізі до окружності, а в поздовжньому - до дуги з великим радіусом кривизни.

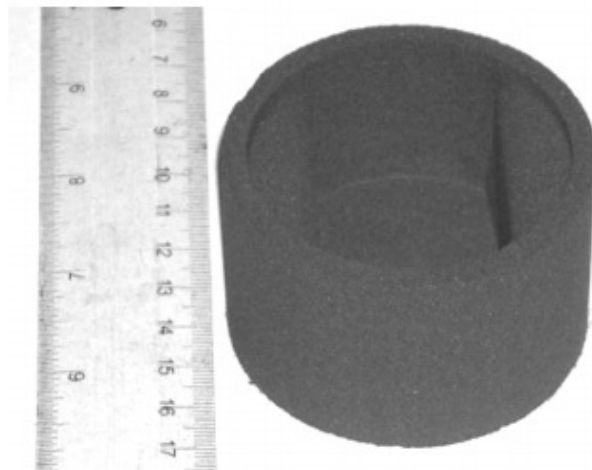


- a* – зовнішній вигляд поршня; *б* – схема поздовжнього профілю;  
*в* – схема поперечного профілю головки поршня;  
*г* – схема поперечного профілю юбки; *д* – мікропрофіль спідниці

Рисунок 5.24 – Креслення поршню

Існує кілька технологій виготовлення заготовок поршнів: литво в кокіль, литво під тиском, рідка штамповка (різновид лиття під тиском), ізотермічне штампування.

Тож в рамках роботи були отримані на ТОВ "КОДА" поршні з композиту системи алюміній – лігатура методом гарячого штампування (рис. 5.25).



*а*



*б*

Рисунок 5.25 – Зовнішній вигляд поршнів, отриманих гарячою штамповкою

Застосування штамповки дозволяє отримати однакові деталі, з великою точністю розмірів і з хорошою якістю поверхні. Точність розмірів штампованих деталей дозволяє зменшити припуски на механічну обробку, завдяки чому значно скорочується витрата металу на деталь.

Виготовлення експериментальних зразків проводили за такою схемою. Порошок алюмінію змішували з лігатурою в планетарному млині протягом 7,5 хв. Співвідношення маси порошку і розмелених куль складало 1:5.

Надалі з отриманої порошкової шихти пресували під тиском 550 МПа в циліндричні заготовки, які потім нагрівали у лабораторній печі шахтного типу в проточному аргоні до температури 600 °С протягом 10-15 хв. та піддавали гарячому штампуванню.

З метою дослідження зносостійкості отриманих деталей були проведені їх триботехнічні випробування.

Результати випробувань наведені в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Залежність масового зношування від швидкості ковзання та навантаження для поршнів, зміцнених лігатурою складу 20Al-16C-64Ti (% мас.) та поршнів серійного виробництва зі сплаву АК4; шлях - 1 км.

P, МПа	V, м/с	Поршень з композиту системи "алюміній – лігатура"	Поршень зі сплаву АК4
		Масове зношування, Ім, мг/км	
0,5	1	7,03	9,64
	2	9,11	11,56
	3	11,47	14,8
	4	15,45	19,31
1	1	15,85	19,64
	2	25,9	31,57
	3	30,7	38,91
	4	38,8	47,33

Як показали приведені в таблиці результати, величина масового зношування для поршнів серійного виробництва зі сплаву АК4 на 21-27 % вище, ніж у поршнів виготовлених гарячою штамповкою з композиційного матеріалу.

#### 5.4. Висновки до розділу

1. Результати комплексних триботехнічних випробувань гарячештампованих алюмоматричних композитів показали, що добавки міді (5,6 %) та латуней Л80 (7 %) та ЛН65-5 (9 %) покращують зносостійкість гарячештампованих алюмоматричних композиційних матеріалів, зміцнених лігатурами системи Al-Ti-C та карбідом титану, майже у два рази. Характер їх зношування змінюється з адгезійного, що характерний для зразків системи «алюміній-лігатура» на абразивний для легованих композитів, які попередньо не спікали та на окислювальний для тих зразків, що перед штампуванням спікали при температурі 600 °С.

2. Дослідження корозійної стійкості алюмоматричних композитів, зміцнених 15 % лігатури різного складу та карбідом титану, перевищує стійкість алюмінію та сплаву Д16 у 3,5 %-вому розчині NaCl. Так, стійкість проти корозії неспечених та спечених композитів з TiC становить 5 балів (стійкі за десятибальною шкалою) та 3 бали (дуже стійкі) відповідно, що, скоріш за все, пов'язано з кращим контактом між матрицею і добавкою карбіду титану після спікання. У випадку неспечених та спечених композитів системи Al-лігатура стійкість проти корозії становить 1 бал (абсолютно стійкі), незалежно від фазового складу лігатури. Всі композитів, що у складі мають мідь та латуні, після випробувань на корозійну стійкість у 3,5 %-вому розчині NaCl і у розчині 3%-вого NaCl + мл/л HCl були віднесені до групи не стійких та малостійких відповідно.

3. Результати виконання комплексних теоретичних та експериментальних досліджень знайшли практичне застосування в технологічних процесах виготовлення ряду деталей автомобільного та авіаційного машинобудування, зокрема - поршню автомобільного компресору КПА-1, заготовки пера лопатки вентилятора авіаційного двигуна, тощо. Термічно синтезована лігатура системи Al-TiC знайшла використання для ефективного легування ливарних алюмоматричних сплавів. Висока ефективність застосування розроблених

технологій обумовлюється більш високими значеннями основних фізико-механічних характеристик композитів у порівнянні із матеріалами аналогічного класу, отриманими з використанням ливарних технологій, підвищеною зносостійкістю одержуваних матеріалів, стабільними триботехнічними характеристиками в широкому діапазоні швидкостей ковзання при їх використанні у вузлах тертя.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі вирішена актуальна науково-технічна задача розробки та удосконалення технологічних процесів виготовлення алюмоматричних композитів функціонального призначення на основі результатів аналізу впливу технологічних схем та режимів їх отримання на особливості структуроутворення та основні фізико-механічні і експлуатаційні властивості матеріалів.

1. На основі критичного аналізу сучасного стану проблеми виготовлення виробів з алюмоматричних композитів показано переваги карбїду титану серед інших високомодульних сполук, що використовуються в таких матеріалах в якості твердих складових, внаслідок його високої твердості, модуля пружності, низької питомої ваги і того, що параметри гратки TiC близькі до параметрів гратки твердого розчину алюмінію. Показано доцільність та переваги використання методів порошкової металургії і, зокрема, технології гарячого штампування, у порівнянні із більш традиційними ливарними технологіями отримання алюмоматричних композитів.

2. Встановлено вплив компонентного складу вихідної шихти на особливості структури та фазовий склад термічно синтезованої лігатури системи Al-C-Ti. Показано, що в разі використання шихти із стехіометричним по відношенню до титану вмістом вуглецю переважною зміцнюючою фазою сплаву є карбїд титану, тоді як в зразках з мінімальним вмістом графіту (6 %) і високим вмістом алюмінію (40 %) переважають розорієнтовані витягнуті голкоподібні зерна складних алюмінідів та складних карбїдів титану. Найбільшою дисперсністю часток зміцнюючої фази характеризується сплав, синтезований із суміші стехіометричного складу 20Al-16C-64Ti (% мас.).

3. Встановлено вплив компонентного складу порошкової суміші «карбїдовміщуюча лігатура – алюміній» та режимів підготовки шихти на структуру та основні механічні властивості гарячештампованих композитів системи Al-TiC. Показано, що із збільшенням вмісту лігатурної складової у



вихідній шихті як твердість, так і характеристики міцності зразків монотонно, а показники пластичності закономірно зменшуються. Відмічено значну ефективність подрібнення конгломератів твердої фази в шихті при використанні енергонасичених режимів розмелу суміші, що призводить до забезпечення характеристик міцності та твердості композитів, які на 15-30 % перевищують аналогічні характеристики матеріалів, вихідна шихта для яких отримана механічним змішуванням.

4. Запропонована нова схема деформування пористих заготовок при їх об'ємному штампуванні та встановлено вплив схеми штампування на структуру та властивості гарячештапованих композитів. Показано, що як твердість, так і міцність матеріалів, отриманих із заготовок конічної форми, на 15-20 % перевищують аналогічні характеристики матеріалів, виготовлених з циліндричних заготовок. Відзначено, що структура гарячештапованих зразків з алюмоматричних композитів відрізняється наявністю помітної текстурованості, ступінь якої зростає при використанні вихідних заготовок конічної форми.

5. За результатами дослідження характеру розподілу мікротвердості металевої і карбідної фаз по перетину гарячештапованих поковок встановлено, що в разі використання вихідних заготовок конічної форми відбувається істотне зміцнення матричної фази після гарячого штампування (до  $0,67 \div 1,03$  ГПа) у порівнянні з циліндричними заготовками ( $0,47 \div 0,69$  ГПа) в результаті більш інтенсивних деформацій зсуву, тоді як мікротвердість карбідного прошарку (3,2 - 5,4 ГПа) практично не залежить від схеми деформування при гарячому штампуванні.

6. Встановлена наявність розклинюючого ефекту матричної фази відносно конгломератів зміцнюючої фази при рівноканальній гвинтовій екструзії зразків з алюмоматричних композитів, що супроводжується дефрагментацією конгломератів TiC при реалізації в процесі екструзії значних деформацій зсуву. Показано, що ступінь подрібненості агломератів зміцнюючої фази зростає зі збільшенням відсоткового вмісту лігатури в суміші та зі

збільшенням кількості проходів при екструзії, що призводить до підвищення значень твердості композиту зокрема для композиту з 15 % лігатури з HRB 65-66 після першого до HRB 74-76 після третього проходу при незначному зростанні щільності композиту.

7. Результати оцінки впливу легування матричної фази міддю та мідними сплавами на основні фізико-механічні властивості алюмоматричних композитів показали значний вплив міді на твердість композиту. Так, твердість гарячештапованих композитів, зокрема - з 15 % лігатури, зростає з HB 615, 627 МПа для композиту не легованого міддю, до HB 950, 1280 МПа у випадку додавання міді до складу вихідної шихти при відповідному збільшенні міцності матеріалів до 10 %.

8. На основі результатів використання акустичних методів неруйнуючого контролю для оцінки ступіню структурної анізотропії гарячештапованих алюмоматричних композитів та пружних характеристик зразків, виготовлених з використанням різних технологічних схем показано, що 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 на 7÷10 % 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.

9. За результатами комплексних триботехнічних випробувань гарячештапованих алюмоматричних композитів показано, що найкращими триботехнічними характеристиками відзначаються композити з 15 % карбідотитанової лігатури з добавками 5,6 % міді, що забезпечують майже в 2

рази збільшення зносостійкості при стабільному коефіцієнті тертя ( $0,3 \div 0,45$ ) у порівнянні із композитами, матрична фаза яких не легована міддю. Відмічається пропорційне зростання значення інтенсивності зношування при збільшенні навантаження з 0,4 до 1,0 МПа при незначній зміні коефіцієнту тертя, тоді як при зростанні лінійної швидкості випробувань з 1,0 до 4,0 м/с значення зношування знижується, що може пояснюватись утворенням захисних оксидних плівок під дією навантаження та зростання температури зразків під час випробувань.

10. Дослідження корозійної стійкості алюоматричних композитів, отриманих гарячим штампуванням з використанням термічно синтезованої лігатури в 3,5%-вому розчині NaCl, показали, що їх стійкість проти корозії становить 1 бал (абсолютно стійкі), що суттєво перевищує корозійну стійкість нелегованого алюмінію та одного з найбільш широко використовуваних алюмінієвих сплавів Д16, які відносяться за корозійною стійкістю до 6-го балу (понижено стійкі). Введення до складу алюоматричних композитів міді або мідних сплавів суттєво знижує корозійну стійкість досліджуваних зразків, переводячи їх до 7-го (понижено стійкі) – 10-го (нестійкі) балу за корозійною стійкістю, що пояснюється утворенням гальванічної пари між алюмінієм та міддю, де алюміній починає виступати в якості аноду.

11. Результати виконання комплексних теоретичних та експериментальних досліджень знайшли практичне застосування в технологічних процесах виготовлення ряду деталей автомобільного та авіаційного машинобудування, зокрема - поршня автомобільного компресора КПА-1, заготовки пера лопатки вентилятора авіаційного двигуна, тощо. Термічно синтезована лігатура системи Al-TiC знайшла також використання для легування ливарних алюоматричних сплавів. Висока ефективність застосування розроблених технологій обумовлюється більш високими значеннями основних фізико-механічних характеристик композитів у порівнянні із матеріалами аналогічного класу, отриманими з використанням ливарних технологій, підвищеною зносостійкістю одержуваних матеріалів,

стабільними триботехнічними характеристиками в широкому діапазоні швидкостей ковзання при їх використанні у вузлах тертя.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Tjong, S.C. Microstructure and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites / S.C. Tjong, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering*, 2000. – Vol. 29. – P. 49-113.
2. Казакевич, Г.С. Металлические композиционные материалы: Учебное пособие / Г.С. Казакевич. – Л.: ЛПИ, 1989. – 64 с.
3. Карпинос, Д.М. Композиционные материалы. Справочник / Д.М. Карпинос – Киев: Наукова думка, . – 1985. – 588 с.
4. Hull, D An introduction to composite materials / D. Hull., T.W. Clyne – Cambridge University Press, 1996. – 326 p.
5. Берлин, А.А. Современные полимерные композиционные материалы / А.А. Берлин // *Соросовский образовательный журнал*, 1995. – № 1, – 5765 с.
6. Bijwe, J. Design and development of advanced polymer composites as high performance tribo-materials based on blends of PEK and ABPBI / J. Bijwe, M.K. Gupta, T. Parida, P. Trivedi // *Wear*, 2015 – Vol. 342-343. – P. 65-76.
7. Кислый, П.С. Керметы / П.С. Кислый, Н.И. Боднарук, М.С. Боровикова. – Киев: Наук. Думка, 1985. – 272 с.
8. Анциферов, В.Н. Новые материалы / В.Н. Анциферов, Ф.Ф. Бездудный, Л.Н. Белянчиков и др; под ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСИС, 2002. – 736 с.
9. Портной, К.И. Дисперсноупрочненные материалы / К.И. Портной, Б.И. Бабич. – М: Металлургия, 1974. – 200 с.
10. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М.: Метллурия, 1983. – 352 с.
11. Конева, Н.А. Физика прочности металлов / Н.А. Конева // *Соросовский образовательный журнал*, 1997. – № 7, – 95-102 с.

12. Allison, J.E. Metal-matrix composites in the automotive industry: Opportunities and challenges / J.E. Allison, G. S. Cole // JOM, 1993. – Vol. 45, № 1. – P. 19-24.
13. Srivastava, A.A Review on Fabrication and Characterization of Aluminium Metal Matrix Composite (AMMC) / A. Srivastava, A.R. Dixit, S. Tiwari //International Journal of Advance Research and Innovation, 2014. – Vol. 2, № 2. – P. 516-521.
14. Torralba, J.M. P/M aluminum matrix composites: an overview / J.M. Torralba, C.E. da Costab, F. Velasco // Journal of Materials Processing Technology, 2003. – Vol. 133. – P. 203-206.
15. Луц, А.Р. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего. Учебное пособие для вузов / Луц А.Р., Галочкина И.А. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.
16. Карпинос, Д.М. Композиционные материалы в технике / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, А.Б. Сапожников. – К.: Техника, 1985. – 152 с.
17. Репкин, Ю.Д. Металлокерамические дисперсионно-упрочненные жаропрочные сплавы типа САП / Ю.Д. Репкин. – К.: Акад. наук. Укр. ССР, 1964 – 70 с.
18. Федорченко, И.М. Порошковая металлургия. Материалы, технология, области применения. Справочник. / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысельский и др; под. ред. И.М. Федорченко. – Киев: Наук.думка, 1985. – 624 с.
19. Al-Qutub, A.M. Wear and friction of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites at various sliding speeds / I.M. Allam, M.A. Abdul Samad. // Journal of Materials Science, – Vol. 43. – P. 5797-5803.
20. Rahimian, M The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites, made by powder metallurgy / N. Ehsani, N. Parvin, H. rezaBaharvandi // Journal of Materials Processing Technology, 2009.– Vol. 209. – P. 5387-5393.

21. Ying, D.Y. Solid-state reactions during heating mechanically milled Al/TiO<sub>2</sub> composite powders / D.L.Zhang, M.Newby // Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. – Vol. 35, №. 7. – P. 2115-2125.
22. Sobczak, N.L. Warmuzek(2004). Wettability and interfacial reactions in Al/TiO<sub>2</sub> / W.Stobierski, M.Radziwill, M.Ksiazek // Surface and interface analysis, 2004 . – Vol. 36, №. 8. – P. 1067-1070.
23. Feng, C.F. Formation of Al<sub>3</sub>Ti and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> from an Al–TiO<sub>2</sub> system for preparing in-situ aluminium matrix composites / L. Froyen // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2000. – Vol. 31, №4. – P. 385-390.
24. Hamid, A.A. Processing, microstructure, and mechanical properties of cast in-situ Al(Mg,Ti)-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(TiO<sub>2</sub>) composite / S.C. Jain, P.K. Ghosh, S. Ray // Metallurgical and Materials Transactions A, 2006. – Vol. 37, № 2. – P.469-480.
25. Pai, B.C. Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites / G. Ramani, R.M. Pillai, K.G. Satyanarayana // Journal of materials science, 1995.– Vol.30, №8. – P.1903-1911.
26. Lloyd, D.J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites// International Materials Reviews, 1994. – Vol. 39, №. 1. – P. 1-23.
27. Chen, Z. Y. Microstructure and properties of insitu Al/TiB<sub>2</sub> composite fabricated by in-melt reaction method / Z.Y. Chen, Y.Y. Chen, G.Y. An, Q. Shu, D. Li, Y.Y. Liu // Metallurgical and Materials Transactions, 2000. – Vol, – 31(8), – P. 1959-1964.
28. Wu, S.Q. Wear behavior of insitu Al-based composites containing TiB<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, and Al<sub>3</sub>Ti particles / S.Q. Wu, H.G. Zhu, S.C. Tjong // Metallurgical and Materials TransactionsA, 1999. – Vol. 30. – №. 1. – P. 243-248.
29. Balci, Ö. Influence of TiB<sub>2</sub> particle size on the microstructure and properties of Al matrix composites prepared via mechanical alloying and pressureless sintering / Ö. Balci, D. Ağaoğulları, H. Gökçe, I. Duman, M.L.Öveçoğlu // (2014). Journal of Alloys and Compounds, 2014. – Vol. 142, – P. 78-84.

30. Tee K. L. In situ stir cast Al–TiB<sub>2</sub> composite: processing and mechanical properties / K. L. Tee, L. Lu, M. O. Lai // *Materials science and technology*, 2001. – Vol. 17. – №. 2. – P. 201-206.
31. Бродова, И.Г. Синтез алюминиевых композитов с наноразмерными частицами карбида и борида титана / Г.И. Бродова, М.А. Уймина, В.В. Астафьева, П.В. Котенкова, Е.А. Попова // *Письма о материалах*, 2013 – №. 3. – 91-94 с.
32. Suresh, S. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB<sub>2</sub>) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities / S. Suresh, N. Shenbag, V. Moorthi // *Procedia Engineering*, 2012. – Vol. 38. – P. 89-97.
33. Ozcatalbas, Y. Investigation of the machinability behaviour of Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> reinforced Al-based composite produced by mechanical alloying technique / Y. Ozcatalbas // *Composites Science and Technology*, 2003. – Vol. 63, №. 1. – P. 53-61.
34. Arik, H. Dry sliding wear behavior of in situ Al-Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> metal matrix composite produced by mechanical alloying technique / Y. Ozcatalbas, M. Turker // *Materials and design*, 2006. – Vol. 27, №. 9. – P. 799-804.
35. Chu, H. S. Damping behavior of in situ Al – (graphite, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) composites produced by reciprocating extrusion / K.S. Liu, J.W. Yeh // *Journal of Materials Research*, 2001. – Vol. 16, №. 05. – P. 1372-1380.
36. Kulkov S.N. Structure and mechanical behavior of Al-Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> composites / S.A. Vorozhtsov // *Russian Physics Journal*, 2011. – Vol. 53, №. 11. – P. 1153-1157.
37. Vorozhtsov S.A. Synthesis, structure, and phase composition of Al-Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> nanostructured materials / S.A. Vorozhtsov, S.P. Buyakova, S.N. Kul'kov // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2012. – Vol. 53, №. 5. – P. 420-424.
38. Viala, J.C. Chemical compatibility between aluminium base matrices and light refractory carbide reinforcements / J.C. Viala, M. Peronnet, F. Bosselet, J. Bouix // *International committee on composite material*, 1999. ICCM-12 Paris, France.



39. Самсонов, Г.В. Бор, его соединения и сплавы / Г.В. Самсонов, Л.Я Марковский, А.Ф. Жигач, М.Г. Валяшко. – К.: Акад. наук. Укр. ССР, 1960 – 590 с.
40. Topcu, I. Processing and mechanical properties of B<sub>4</sub>C reinforced Almatrix composites / I. Topcu, H.O. Gulsoyb, N. Kadioglu, A.N. Gulluoglu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – V. 482. –P. 516-521.
41. Shorowordi, K.M. Microstructure and interface characteristics of B<sub>4</sub>C, SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al matrix composites: a comparative study / K.M. Shorowordi, T. Laoui, A.S.M.A. Haseeb, J.P. Celis, L. Froyen // *Journal of Materials Processing Technology*, 2003. – Vol. 142, – P. 738-743.
42. Pyzik, A.J. Beaman D. R. Al-B-C Phase Development and Effects on Mechanical Properties of B<sub>4</sub>C/Al-Derived Composites // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1995. – Т. 78. – №. 2. – P. 305-312.
43. Viala, J.C. Bouix, J., Gonzalez, G., &Esnouf, C. (1997). Chemical reactivity of aluminium with boron carbide. *Journal of materials science*, 32(17), 4559-4573.
44. Ткаченко, Ю.Г. Формирование структуры и фазового состава при горячем прессовании смесей порошков карбида бора и алюминия / Ю.Г. Ткаченко, В.Ф. Бритун, Д.З. Юрченко, М.С. Ковальченко, И.И. Тимофеева, Л.П. Исаева // *Порошковая металлургия*, 2011 – №. 3-4. – 98-108 с.
45. Коновалов, В.П. Термодинамические аспекты процесса взаимодействия тугоплавких соединений с металлическими расплавами / В.П. Коновалов, А.Д. Панасюк, В.А. Лавренко // *Порошковая металлургия*, 2011 – №. 3-4. – 132-143 с.
46. Косолапова, Т.Я. Карбиды / Т.Я. Косолапова. – М.: Металлургия, 1968 – 300 с.
47. Кипарисов, С.С. Карбид титана: получение, свойства, применения / С.С. Кипарисов, Ю.В. Левинский, А.П. Петров. – М.: Металлургия, 1987 – 216 с.

48. Прусов Е.С. Современные методы получения литых композиционных сплавов / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин // Литейщик России, 2011 – №12. – С. 35-40.

49. Прусов, Е.С. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов // Металлы, 2011. – №4. – С. 79-84.

50. López, V.H. Flux-assisted wetting and spreading of Al on TiC / V.H. López, A.R. Kennedy // Journal of Colloid and Interface Science, 2006. – Vol. 4. – P. 356-362.

51. Wang, X. H. and Zhou, Y.C., Solid-liquid reaction synthesis and simultaneous densification of polycrystalline  $Ti_2AlC$ . Z. Metallkd., 2002,93, 66–71.

52. Wang, X. H. and Zhou, Y. C., Solid-liquid reaction synthesis of layered machinable  $Ti_3AlC_2$  ceramic. J. Mater. Chem., 2002,12, 455–460.

53. Ивченко, В.И. Исследование абразивных свойств тройных соединений в системах Ti-Al-C и Ti-Al-N / В.И. Ивченко, Т.Я. Косолапова // Порошковая металлургия. – 1976. - №8. – с. 56-59.

54. Kennedy A.R., Weston D.P., Jones M.I. Reaction in Al-TiC metal matrix composites // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – Т. 316. – №. 1. – С. 32-38.

55. Samer N. et al. Microstructure and mechanical properties of an Al-TiC metal matrix composite obtained by reactive synthesis // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2015. – Т. 72. – С. 50-57.

56. Mohapatra, S., Chaubey, A. K., Mishra, D. K., & Singh, S. K. (2015). Fabrication of Al-TiC composites by hot consolidation technique: its microstructure and mechanical properties. Journal of Materials Research and Technology, 2016; 5(2): 117–122 P.

57. Karantzalis A. E., Wyatt S., Kennedy A. R. The mechanical properties of Al-TiC metal matrix composites fabricated by a flux-casting technique // Materials Science and Engineering: A. – 1997. – Т. 237. – №. 2. – С. 200-206.

58. Pandey A. B., Mishra R. S., Mahajan Y. R. Effect of isothermal heat treatment on the creep behaviour of an Al - TiC p composite // *Materials Science and Engineering: A*. – 1996. – T. 206. – №. 2. – C. 270-278.
59. Surappa M. K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities // *Sadhana*. – 2003. – T. 28. – №. 1-2. – C. 319-334.
60. Viala, J. C., Bosselet, F., Laurent, V., & Lepetitcorps, Y. (1993). Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminium and silicon-carbide single crystals. *Journal of materials science*, 28(19), 5301-5312.
61. Viala J. C., Fortier P., Bouix J. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide // *Journal of Materials Science*. – 1990. – T. 25. – №. 3. – C. 1842-1850.
62. Shorowordi, K. M., Laoui, T., Haseeb, A. S. M. A., Celis, J. P., & Froyen, L. (2003). Microstructure and interface characteristics of B<sub>4</sub>C, SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al matrix composites: a comparative study. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3), 738-743.
63. Ogel, B., & Gurbuz, R. (2001). Microstructural characterization and tensile properties of hotpressed Al–SiC composites prepared from pure Al and Cu powders. *Materials Science and Engineering: A*, 301(2), 213-220.
64. Min S. Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2009. – T. 19. – №. 6. – C. 1400-1404.
65. Seo, Y. H., & Kang, C. G. (1999). Effects of hot extrusion through a curved die on the mechanical properties of SiCp/Al composites fabricated by melt-stirring. *Composites Science and Technology*, 59 (5), 643-654.
66. Tham, L. M., Gupta, M., & Cheng, L. (2001). Effect of limited matrix–reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium–silicon carbide composites. *Acta Materialia*, 49(16), 3243-3253.
67. Venkataraman, B., & Sundararajan, G. (1996). The sliding wear behaviour of Al – SiC particulate composites — I. Macrobehaviour. *Acta Materialia*, 44 (2), 451- 460.

68. Wilson, S., & Alpas, A. T. (1996). Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites. *Wear*, 196 (1), 270-278.
69. Roy, M., Venkataraman, B., Bhanuprasad, V. V., Mahajan, Y. R., & Sundararajan, G. (1992). The effect of particulate reinforcement on the sliding wear behavior of aluminum matrix composites. *Metallurgical Transactions A*, 23(10), 2833-2847.
70. Kumari, SS Sreeja, U. T. S. Pillai, and B. C. Pai. "Synthesis and characterization of in situ Al–AlN composite by nitrogen gas bubbling method." *Journal of Alloys and Compounds* 509.5 (2011): 2503-2509.
71. Couturier, R., Ducret, D., Merle, P., Disson, J. P., & Joubert, P. (1997). Elaboration and characterization of a metal matrix composite: Al/AlN. *Journal of the European Ceramic Society*, 17(15), 1861-1866.
72. Fogagnolo, J. B., Robert, M. H., & Torralba, J. M. (2006). Mechanically alloyed AlN particle-reinforced Al-6061 matrix composites: Powder processing, consolidation and mechanical strength and hardness of the as-extruded materials. *Materials Science and Engineering: A*, 426(1), 85-94.
73. Liu, Z. Y., Kent, D., & Schaffer, G. B. (2009). Powder injection moulding of an Al–AlN metal matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, 513, 352-356.
74. Самсонов Г.В. Неметаллические нитриды. М.: «Металлургия», 1969, 256 с.
75. Курганова Ю. А. Разработка и применение дисперсноупрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении: автореф. дис. ... док. техн. наук : 05.16.06 / Ю. А. Курганова. – Москва, 2008. – 25 с.
76. Skibo, Michael D., and David M. Schuster. "Method for mixing particles in to a liquid medium." U.S. Patent No. 6,547,850. 15 Apr. 2003.
77. LLOYD, D. J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites. *International Materials Reviews*, 1994, 39.1: 1-23.
78. Патент УССР № 688520 від 30.09.1979, бюл. № 36 МПК С21С 1/00

79. Долматов, А.В. Карбидообразование при кавитационном воздействии на расплавы Al-Ti для получения композитов / А.В. Долматов, Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин, Э.А. Попова, Л.Е. Бодрова, А.В. Киселев // *Технология металлов.* - 2004. - №10. - С.24-26

80. Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов / Ю.В. Цветков, А.В. Николаев, А.В. Самохин // *Современная электрометаллургия.* — 2013. — № 4 (113). — С. 40-46.

81. Туманов Ю. Плазменные, высокочастотные, микроволновые и лазерные технологии в химико-металлургических процессах. – Litres, 2016.

82. АРАБЕЙ, А. В.; РАФАЛЬСКИЙ, И. В. Синтез алюминиево-кремниевых сплавов методом прямого восстановления кремния с использованием алюмоматричных композиционных лигатур. *Литьё и металлургия*, 2011, 3 (61).

83. Flemings M. C. Behavior of metal alloys in the semisolid state // *Metallurgical Transactions B.* – 1991. – Т. 22. – №. 3. – С. 269-293.

84. Tzamtzis, S., Barekar, N. S., Babu, N. H., Patel, J., Dhindaw, B. K., & Fan, Z. (2009). Processing of advanced Al/SiC particulate metal matrix composites under intensive shearing – A novel Rheo-process. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40(2), 144-151.

85. Xie, Y., Liu, C., Zhai, Y., Wang, K., & Ling, X. (2009). Centrifugal casting processes of manufacturing in situ functionally gradient composite materials of Al-19Si-5Mg alloy. *Rare Metals*, 28(4), 405-411.

86. RAJAN, T. P. D.; PILLAI, R. M.; PAI, B. C. Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites. *Materials characterization*, 2010, 61.10: 923-928.

87. Melgarejo, Z. H., Suárez, O. M., & Sridharan, K. (2008). Microstructure and properties of functionally graded Al-Mg-B composites fabricated by centrifugal casting. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 39(7), 1150-1158.

88. С.С. Гусев, Д.Н. Лобков, С.С. Казачков Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью // *Материаловедение*.- 1999.- №5.- с. 50-53.
89. A. R. Kennedy, A. E. Karantzalis, S. M. Wyatt The microstructure and mechanical properties of TiC and TiB<sub>2</sub>-reinforced cast metal matrix composites / *Journal of materials science* № 34 (1999 ) 933 – 940
90. KENNEDY, A. R. The microstructure and mechanical properties of Al-Si-B<sub>4</sub>C metal matrix composites. *Journal of materials science*, 2002, 37.2: 317-323.
91. Пат 4751048 14.06.1988 МПК<sup>7</sup> C22C1/10 (Process for forming metal second phase composites and product thereof)
92. Selcuk, C., and A. R. Kennedy. "Al-TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders." *Materials Letters* 60.28 (2006): 3364-3366.
93. Yang, B., Chen, G., & Zhang, J. (2001). Effect of Ti/C additions on the formation of Al<sub>3</sub>Ti of in situ TiC/Al composites. *Materials & Design*, 22(8), 645-650.
94. Yang, B., Wang, F., & Zhang, J. S. (2003). Microstructural characterization of in situ TiC/Al and TiC/Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg composites prepared by spray deposition. *Acta Materialia*, 51(17), 4977-4989.
95. АМОСОВ, АЛЕКСАНДР ПЕТРОВИЧ; БОРОВИНСКАЯ, И. П.; МЕРЖАНОВ, А. Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
96. Амосов, А.П. Литые СВС-композиты [Текст] / А.П. Амосов// *Литейное производство*, 1999. - №1. – С. 36-37.
97. In-situ of AlN reinforced Al-alloy composites from ammonia / Zheng Qingjun [etal.] // *JOM* — 2000. Vol. 52. № 11. P. 53.
98. Cyakraborty M. et al. Syntliesis and characterization of in-situ Al-TiB<sub>2</sub> metal matrix composites // *Scanning*. 2001. № 9. P. 1162-1165.
99. RAI, R. N.; DATTA, G. L.; CHAKRABORTY, M. Synthesis and Characterization of In-Situ Al-TiC Metal Matrix Composites. *Transactions of the American Foundry Society*, Vol. 115, 2007, 115: 229-239.

100. Jiang, W. H., Song, G. H., Han, X. L., He, C. L., & Ru, H. C. (1997). Synthesis of TiC/Al composites in liquid aluminium. *Materials Letters*, 32(2), 63-65.
101. Xiao, G., Fan, Q., Gu, M., & Jin, Z. (2006). Microstructural evolution during the combustion synthesis of TiC–Al cermet with larger metallic particles. *Materials Science and Engineering: A*, 425(1), 318-325.
102. Song, M. S., Huang, B., Zhang, M. X., & Li, J. G. (2009). Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al–Ti–C elemental powders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(3), 584-589.
103. Кипарисов С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов Г.А. Либенсон. – М: Металлургия, 1980. – С. 496.
104. Сердюк Г. Г., Свистун Л. И. Технология порошковой металлургии. Ч1. Порошки: Учеб.пособие/ Кубан. гос. технол. ун-т. – Краснодар: Изд. ГО УВПО «КубГТУ», 2005. – 240 с.
105. Федорченко И.М. Основы порошковой металлургии / И. М. Кипарисов Р. А. Андриевский. – Издательство академии наук украинской ССР, 1961. – С. 496.
106. Осокин Е.Н. Процессы порошковой металлургии / Е.Н. Осокин, О.А. Артемьева. – Красноярск ИПК СФУ, 2008. – С. 421.
107. Механическое легирование / Ю.В. Кузьмич, И.Г. Колесникова, В.И. Серба, Б.М. Фрейдин ; [отв. ред. Е.Г. Поляков].- М. :Наука, 2005. - 213 с
108. Zhao, N., Nash, P., & Yang, X. (2005). The effect of mechanical alloying on SiC distribution and the properties of 6061 aluminum composite. *Journal of Materials Processing Technology*, 170(3), 586-592.
109. Сердюк Г. Г., Свистун Л. И. Технология порошковой металлургии. Ч2. Формование порошков: Учеб.пособие/ Кубан. гос. технол. ун-т. – Краснодар: Изд. ГО УВПО«КубГТУ», 2005. – 240 с.

110. Савицкий А.П. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии алюминия / А.П. Савицкий // Порошковая металлургия. – 1985. - №10. – с. 41-50.

111. Марцунова Л.С. Смазка для прессования порошков алюминия / Л.С. Марцунова, А.П. Савицкий, Н.С. Тимофеев, Г.Н. Романов // Порошковая металлургия. – 1999. -№1-2. – с. 78-85.

112. Сердюк Г. Г., Свистун Л. И. Технология порошковой металлургии. Ч 3. Спекание и дополнительная обработка. Учеб.пособие / Кубан. гос. технол. ун-т. – Краснодар: Изд. ГО УВПО«КубГТУ», 2005. – 244 с.

113. Косторнов А. Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов / А. Г. Косторнов. – К.: Наукова думка, 2003. – Т. 2. – 552 с.

114. Гутин С.С, Влияние окисных пленок при спекании алюминиевых порошков / С.С. Гутин, А.А. Панов, М.И. Хлопкин // Порошковая металлургия, 1972. – №4. – С. 32-35.

115. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами / А.П. Савицкий. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1991. – 552 с.

116. Косторнов А. Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов / А. Г. Косторнов. – К.: Наукова думка, 2003. – Т. 1. – 552 с.

117. Ghasali, E., Yazdani-rad, R., Asadian, K., & Ebadzadeh, T. (2017). Production of Al-SiC-TiC hybrid composites using pure and 1056 aluminum powders prepared through microwave and conventional heating methods. *JournalofAlloysandCompounds*, 690, 512-518.

118. Clark D. E., Sutton W. H. Microwave processing of materials //Annual Review of Materials Science. – 1996. – Т. 26. – №. 1. – С. 299-331.

119. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе, Монография. — Новосибирск: Параллель, 2008. — 168 с.



120. Франк-Коменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. – М.: Наука, 1967. – 491 с.
121. Семенов Н.Н. Тепловая теория горения и взрыва // Успехи физ. наук. – 1940. – Т. 23, № 3. – 251 с.
122. Borovinskaya I.P. The routs of self-propagating high-temperature synthesis // PAC RIM, Nov. 7 – 10, 1993. – Honolulu, Hawaii, 1993. – P. 159
123. Мержанов А.Г. Процессы горения конденсированных систем. Новое направление исследований // Вестн. АН СССР. – 1979. № 8. – С. 10-18
124. Мартиросян Н.А., Долуханян С.К., Мержанов А.Г. Экспериментальные наблюдения неединственности стационарных режимов горения в системах с параллельными реакциями // ФГВ. – 1983. – Т. 19, № 6. – С. 2
125. Tokita M. Mechanism of Spark Plasma Sintering / M. Tokita // Proceedings of the International Symposium on Microwave, Plasma and Thermochemical Processing of Advanced Materials. – Joining and Welding Research Institute, Osaka University, 1997. – P. 69-76.
126. Райченко, А.И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока / А.И. Райченко – М: Metallurgia, 1987. – 128 с.
127. Бейгельзимер, Я.Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации // Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
128. Дорофеев Ю.Г. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий // Ю.Г. Дорофеев, Б.Г. Гасанов, В.Ю. Дорофеев – М.: Metallurgia, 1990. – 206 с.
129. Hendrickson A. A., Machmeier P. M., Smith D. W. Impact forging of sintered steel preforms // Powder metallurgy. – 2000. – Т. 43. – №. 4. – С. 327-344.
130. Дорофеев Ю.Г. Особенности уплотнения порошковых материалов при динамическом горячем прессовании // Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. – Киев: Наук.думка, 1985. – С.136-145.

131. Кун Х.А. Основные принципы штамповки порошковых заготовок // Порошковая металлургия материалов специального назначения. – М.: Металлургия. –1977. -С.143-158.
132. Коваленко М.С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением.–Киев: Наукова Думка, 1980. – 238 с.
133. Баглюк Г.А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойствагорячештампованных порошковых материалов / Г.А. Баглюк // Обработка материалов давлением, 2011. – № 1. – С. 139-145.
134. Дорофеев Ю. Г. Динамическое горячее прессование пористыхпорошковых заготовок. – М.: Металлургия, 1977. – 216 с
135. Дорофеев Ю. Г. Динамическое горячее прессование в металокерамике. М.: «Металлургия». – 1972. – 176 с
136. М. С. Ковальченко Спекание порошковых материалов под внешним давлением // Порошковая металлургия. – 2011. – № 1/2. – С. 22–42.
137. Mohapatra, S., Chaubey, A. K., Mishra, D. K., & Singh, Fabrication of Al–TiC composites by hot consolidation technique: its microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Research and Technology*, 2016, 5.2: 117-122.
138. Kuruvilla, A. K., Bhanuprasad, V. V., Prasad, K. S., &Mahajan, Y. R. (1989). Effect of different reinforcements on composite-strengthening in aluminium. *Bulletin of Materials Science*, 12(5), 495-505.
139. Ghasali E., Alizadeh M., Ebadzadeh T. Mechanical and microstructure comparison between microwave and spark plasma sintering of Al–B 4 C composite //Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Т. 655. – С. 93-98.
140. Tjong S. C., Huo H. W. Corrosion protection of in situ Al-based composite by cerium conversion treatment //Journal of materials engineering and performance. – 2009. – Т. 18. – №. 1. – С. 88-94.
141. Tjong, S. C., Wang, G. S., Geng, L., & MAI, Y. (2004). Cyclic deformation behavior of in situ aluminum-matrix composites of the system Al-Al<sub>3</sub>Ti-TiB<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [J]. *Composites Science and Technology*, 64(13–14), 1971-1980.

142. Yu, Peng, Zhi Mei, and S. C. Tjong. "Structure, thermal and mechanical properties of in situ Al-based metal matrix composite reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiC submicron particles." *Materials chemistry and physics* 93.1 (2005): 109-116.
143. Holt J.B., Rep. UCRL-53258, 1982 (Lawrence Livwormore National Laboratory).
144. Dunmead S.D., Readey D.W., Semler C.E., Holt J.B. Rep. UCRL-98773, 1988 (Lawrence Livwormore National Laboratory).
145. Gotman I., Koczak M. J., Shtessel E. Fabrication of Al matrix in situ composites via self-propagating synthesis // *Materials Science and Engineering: A*. – 1994. – Т. 187. – №. 2. – С. 189-19
146. Tabachenko A. N., Panteleeva T. A., Itin V. I. Interaction of titanium and carbon burning in the presence of a solution-melt // *Combustion, Explosion and Shock Waves*. – 1984. – Т. 20. – №. 4. – С. 387-391.
147. Shuster J.C., Nowotny H., Vaccaro C. J. *Solid State Chem.*, 32 (1980) 213.
148. Shan D. B., Xu W. C., Lu Y. Study on precision forging technology for a complex-shaped light alloy forging // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2004. – Т. 151. – №. 1. – С. 289-293.
149. Морозов С. А., Морозов А. С. РАЗРАБОТКА ПРОГРЕССИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ НЕФТЯНЫХ НАСОСОВ / *Вестник ПНИПУ* – 2015. – Т. 17, № 2. – С. 42-55.
150. Dám K., Průša F., Vojtěch D. Structural and mechanical characteristics of the Al–23Si–8Fe–5Mn alloy prepared by combination of centrifugal spraying and hot die forging // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Т. 610. – С. 197-202.
151. Ceschini L., Minak G., Morri A. Forging of the AA2618/20vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p composite: Effects on microstructure and tensile properties // *Composites Science and Technology*. – 2009. – Т. 69. – №. 11. – С. 1783-1789.

152. Cöcen Ü., Önel K. Ductility and strength of extruded SiC p/aluminium-alloy composites //Composites Science and Technology. – 2002. – Т. 62. – №. 2. – С. 275-282.

153. Халикова Г. Р., Трифонов В. Г. Влияние режимов кристаллизации при жидкой штамповке на структуру и свойства высокопрочного алюминиевого сплава 1960 // Письма о материалах. – 2012. – Т. 2. – С. 147-151.

154. Szczepanik S., Sleboda T. The influence of the hot deformation and heat treatment on the properties of P/M Al-Cu composites //Journal of materials processing technology. – 1996. – Т. 60. – №. 1-4. – С. 729-733.

155. Özdemir İ., Cöcen Ü., Önel K. The effect of forging on the properties of particulate-SiC-reinforced aluminium-alloy composites //Composites Science and Technology. – 2000. – Т. 60. – №. 3. – С. 411-419.

156. Baker, T. N., Gorton, A. J., Song, Y., Ni, X., Carvalho, M. H., Marcelo, T. M., & Carvalhinhos, H. (1996). Powder processing of AA6061 aluminium metal matrix composites using hot forging as means of consolidation. Powder metallurgy, 39(3), 223-229.

157. Badini, C. Forging of 2124/SiCp composite: preliminary studies of the effects on microstructure and strength / C. Badini, G.M. Vecchia, P. Fino, T. Valente // Journal of Materials Processing Technology, 2001 – Vol. 116. – P. 289-297.

158. De Sanctis A.M. Hot formability studies on 359/SiC/20p and their application in forging optimization / A.M. De Sanctis, E. Evangelista, A. Forcellese, Y.Z. Wang / Appl. Comp/ Mater., 1996 – Vol. 3. – P. 179-198.

159. Панфилов А. А., Прусов Е. С., Кечин В. А. Проблемы и перспективы развития производства и применения алюмоматричных композиционных материалов //Труды Нижегородского государственного технического университета им. РЕ Алексеева. – 2013. – №. 2. – С. 99.

160. Chernishova, T., et al. "Алюмоматричные композиционные материалы антифрикционного назначения (Al matrix composite materials with antifriction use)." (2005): 272-279

161. Технологія одержання комплексно армованих алюмоматричних матеріалів триботехнічного призначення [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04 / Щерецький Володимир Олександрович ; Нац. акад. наук України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів. - К., 2013. - 20 с. : рис.

162. Awadallah, A., and J. J. Lewandowski. "Forging of discontinuously reinforced aluminum composites." (2013). ASM Handbook, Volume 14A: Metalworking: Bulk Forming S.L. Semiatin, editor, p366-373

163. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. Справочник. – М.: Машиностроение. – 1979. – 132 с.

164. 141. Pearson W.B. Hand-book of lattice spacing and structures of metals and alloys. New York: Pergamon. – 1967. – Vol.2. – 1146 p

165. Кочержинский Ю.А. Аппарат для ДТА с термодатчиком до 2200 °С / Ю.А. Кочержинский, Е.А. Шишкин, В.И. Василенко// Диаграммы состояния металлических систем: зб. тр. – М.: Наука, 1971. – С. 245–249.

166. Анциферов В.Н. Спеченные сплавы на основе титана / В.Н. Анциферов, В.С. Устинов, Ю.Г. Олесов . – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.

167. Романов Г.Н. Дилатометрические исследования жидкофазного спекания системы Al-Ti / Г.Н. Романов, П.П. Тарасов, П.К.Дьячковский, А.П. Савицкий // Известия Томского политехнического университета.. – 2006. - №1. – с. 114-119.

168. Jiang Q.C. Solid-state reaction behavior of Al-Ti-C powder mixture compacts // Q.C. Jiang, H.Y. Wang, Y.G. Zhao, X.L. Li // Materials Research. – 2005.– Vol. 40. – P. 521–527.

169. Li P. J. Preparation of Al-TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis / P. J. Li, E. G. Kandalova, V. I. Nikitin, A. G. Makarenko, A. R. Luts, Y. F. Zhang // Scripta Materialia. – 2003. – Vol. 49. – P. 699-703.

170. Wang, Z. Q., Liu, X. F., Li, S. T., Bian, X. F., & Zhang, J. Y. (2003). Microstructure and its influence on refining performance of AlTiC master alloys. *Materials science and technology*, 19(12), 1709-1714.

171. Lü, P., Yue, X., Ru, H., & Yu, L. (2010). Microstructure and mechanical properties of  $B_4C-TiB_2-Al$  composites fabricated by vacuum infiltration. *Rare Metals*, 29(1), 92-97
172. Дорофеев, В. Ю., & Егоров, С. Н. (2003). *Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов*. Металлургиздат.
173. Безимянный, Ю. Г. (2007). Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, (4), 53-65.
174. Александров, К. С., & Продайвода, Г. Т. (2000). *Анизотропия упругих свойств минералов и горных пород*. Новосибирск: Изд-во СО РАН.
175. Кипарисов, С. С., Левинский, Ю. В., & Петров, А. П. (1987). *Карбид титана: получение, свойства, применение*. Производственное издание.
176. Беляев, А. И., Бочвар, О. С., & Буйнов, Н. Н. (1983). *Металловедение алюминия и его сплавов: справ. изд. Металлургия*.
177. Арзамасова, Б. Н. (Ed.). (1990). *Конструкционные материалы: справочник*. Машиностроение.
178. Chowdhury, M. A., Khalil, M. K., Nuruzzaman, D. M., & Rahaman, M. L. (2011). The effect of sliding speed and normal load on friction and wear property of aluminum. *Int. J. Mech. Mechatron. Eng*, 11(01), 53-57.
179. Blau, P. J. (2001). The significance and use of the friction coefficient. *Tribology International*, 34(9), 585-591.
180. Крагельский, И. В. (1968). *Трение и износ*. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение.
181. Рачев, Х., Стефанова, С., Исаев, Н. И., & Нейковский, С. И. (1982). *Справочник по коррозии*.
182. Ahmad, Z., Farzaneh, A., & Aleem, B. A. (2011). Corrosion behavior of aluminium metal matrix composite. In *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*. InTech.
183. Albiter, A., Contreras, A., Salazar, M., & Gonzalez-Rodriguez, J. G. (2006). Corrosion behaviour of aluminium metal matrix composites reinforced with

TiC processed by pressureless melt infiltration. *Journal of Applied Electrochemistry*, 36(3), 303-308.

184. Murthy, H. A., & Singh, S. K. (2015). Influence of TiC particulate reinforcement on the corrosion behaviour of Al 6061 metal matrix composites. *Adv. Mater. Lett*, 6(7), 633-640.

185. Cevik, E., Y. Sun, and H. Ahlatci. "Effect of Peak-Aged Heat Treatment on Corrosion Behavior of the AA6063 Alloy Containing Al<sub>3</sub>Ti." *Archives of Metallurgy and Materials* 57.2 (2012): 469-477.

**ДОДАТКИ**



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І.М. ФРАНЦЕВИЧА

(ІПМ НАН України)

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Директор інституту проблем  
матеріалознавства НАН України  
академік НАН України  
Ю.М. Солонін  
\_\_\_\_\_ 2018 р.



## ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ

Технологія отримання порошкової лігатури  
системи Al-TiC

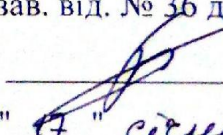
РОЗРОБЛЕНО:  
м.н.с. відділу № 36  
Шишкіна Ю.О

Київ 2018

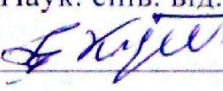
Узгоджено:

від ІПМ НАН України

зав. від. № 36 д.т.н.

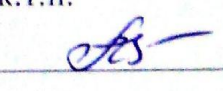
  
\_\_\_\_\_ Г. А. Баглюк  
" 17 " січня 2018 р.

Наук. спів. від. № 36

  
\_\_\_\_\_ В. Я. Куровський  
" 17 " січня 2018 р.

Нормоконтроль

к.т.н.

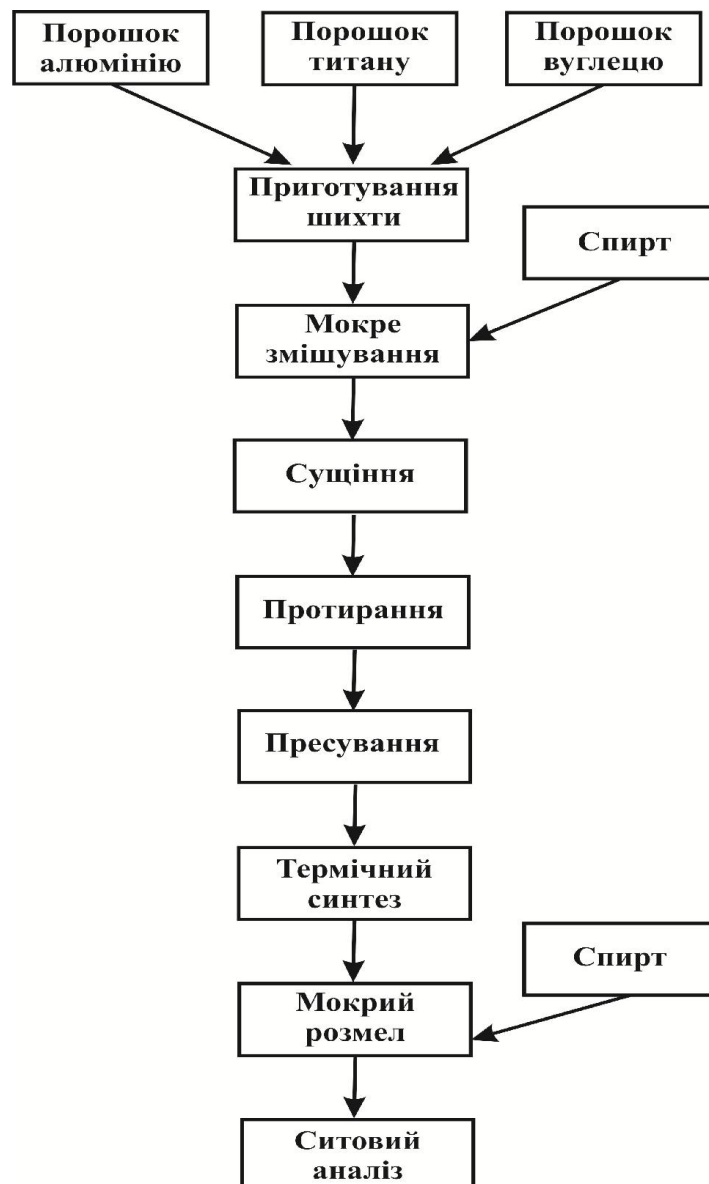
  
\_\_\_\_\_ Т. М. Павлиго  
" 17 " січня 2018 р.



Ця технологічна інструкція розповсюджується на виготовлення порошкової лігатури системи Al-TiC, що призначена для виготовлення алюмоматричних композиційних матеріалів.

Порошок лігатури повинен відповідати технологічними вимогам.

### 1 ТЕХНОЛОГІЧНА СХЕМА ПРОЦЕСУ



## **2 ПЕРЕЛІК ВИХІДНОЇ СИРОВИНИ І МАТЕРІАЛІВ**

Порошок алюмінію марки ПА-4, розмір зерна 40 мкм.

Порошок титану марки ПТХ-8, розмір зерна 80 мкм. за ТУ 48-10-78-83.

Лампова сажа, розмір зерна < 20 мкм.

Спирт етиловий ректифікований за ДСТУ 4284:2004.

Особливо чистий гозоподібний азот 1-го сорту за ДСТУ ГОСТ 9293:2009.

Бензин-розчинник для гумової промисловості БР-1 «Калоша».

Індустріальна олива И-20А.

### **3 ПЕРЕЛІК ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ, ПРИЛАДІВ, ОСНАЩЕННЯ ТА ІНСТРУМЕНТІВ**

Змішувачів типу "п'яна бочка", об'ємом 0,5 л

Планетарний млин, футерований твердим сплавом ВК15, об'ємом 2 л.

Розмельні тіла із твердого сплаву ВК15 діаметром 4–16 мм.

Деко з нержавіючої сталі розміром 400x350x50 мм.

Прес гідравлічний, зусиллям 600 кН.

Сита дротяні з чарунками № 2Н, 056Н за ДСТУ ISO 4783-3:2008.

Шафа сушильна за ТУ У 31.6–30676394.001–2002.

Пресформа сталева для пресування циліндричних зразків.

Піч електрична трубчаста лабораторна за ТУ У 31.6-30676394.005-2003.

Пірометр візуальний оптичний «Промінь» за ДСТУ 3171-95 (ГОСТ 8335-96).

Ваги лабораторні з найбільшою межею зважування 1 кг, з похибкою зважування 1 г за ДСТУ 7270:2012.

Респіратор за ДСТУ EN 136–2003.

## 4 ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС

### 4.1 Підготовка матеріалів.

4.1.1 Алюміній і титану прожарюють в вакуумній сушильній шафі в деці з нержавіючої сталі товщиною шару засипки 60-70 мм за температури  $300 \pm 20$  °С протягом 2 годин.

4.1.2 Лампову сажу прожарюють в деко з нержавіючої сталі з товщиною шару засипки 90-100 мм, розміщеному в вакуумній сушильній шафі за температури  $200 \pm 20$  °С протягом 2 годин.

### 4.2 Дозування

4.2.1 Дозування проводять на вагах лабораторних з найбільшою межею зважування 1 кг, з похибкою зважування 1 г за ДСТУ 7270:2012.

4.2.2 На операцію дозування поступають тільки охолоджені до кімнатної температури порошки.

### 4.2.3 Готують шихту наступного складу:

масова частка алюмінію, % - 20,0

масова частка титану, % - 64,0

масова частка сажи, % - 16,0

### 4.3 Змішування

4.3.1 Змішування проводять в змішувачі типу "п'яна бочка" з додаванням тіл, що інтенсифікують процес змішування у два етапи:

1 етап – змішування протягом 10 хв. на суху при співвідношенні маси шихти до маси ершів 1:3. Камера заповнюється на дві третини об'єму.

2 етап – в суміш додають пластифікатор із розрахунку 30 мл. пластифікатора на 1 кг шихти і змішують ще 1 годину. В якості пластифікатора використовується 10% розчин індустріального масла 20А в бензині "Калоша".

### 4.4 Сушіння

4.4.1 Отриману суміш порошоків сушать на повітрі у сталевому деко

4.4.2 Висушену порошкову суміш протирають через дротяне сито з розміром чарунки 3 мм.

4.5 Брикетування суміші здійснюється в перс-формі з діаметром робочого каналу 30 мм під тиском 400-500 МПа.

4.6 Термічний синтез лігатури системи Al-TiC виконується в середовищі аргону в лабораторній трубчастій електричній печі ТУ У 31.6-30676394.005-2003 при температурі 950 °С протягом 1 години.

4.7 Механічне подрібнення отриманого продукту

4.7.1 Порошки завантажують в барабани планетарного млина разом з розмельними тілами при кульовому навантаженні 5:1. Розмел порошок проводять в середовищі етилового спирту етапами по 2 хв, з загальною тривалістю 15 хв.

4.7.2 Отриману пульпу виливають в дека з нержавіючої сталі та просушують в вакуумній шафі при температурі 60 °С протягом 2 год.

4.8 Гранулометричний склад порошку лігатури визначають за допомогою ситового аналізу.

4.9 Порошок лігатури системи Al-TiC упаковують відповідно технологічним вимогам.



**5 НОРМИ ВИТРАТ СИРОВИНИ**

(з розрахунку на 1 кг виробів)

Найменування сировини	Показник	Витрати на 1 кг	Примітки
Порошок алюмінію	г	200	
Лампова сажа	г	160	
Порошок титану	г	640	
Азот	м <sup>3</sup>	1,92	
Спирт	л	1,1	
Розмельні тіла	кг	5	
Пластифікатор	мл	30	

## 6 НОРМИ ТЕХНОЛОГІЧНОГО РЕЖИМУ

Найменування операції	Маса завантажених компонентів, кг	Температура проведення операції, °С	Тривалість операції, год.	Вихід придатного продукту, %	Примітки
Дозування порошків алюмінію лампова сажа порошку титану	1	20±5	2	100	
	0,8	20±5	2	100	
	3,2	20±5	2	100	
Прокалювання порошків алюмінію технічного вуглецю титану	1	200±20	2	99,9	
	0,8			99,9	
	3,2			99,9	
Змішування порошкових компонентів	5	20±5	1,10	99,8	
Сушка	5	60	2	100	
Просівання	4,8	20±5	3	98	
Пресування циліндричних зразків	4,6	20±5	3	98	
Синтез лігатури	4,6	950	1	98	
Механічне подрібнення отриманого продукту	4,56	20±5	0,5	98	
Просівання отриманої лігатури	4,53	20±5	3	98	
Упаковка	кратно 1 кг	20±5		100	

## 7 МОЖЛИВІ ДЕФЕКТИ, ПРИЧИНИ І СПОСОБИ ЇХ УСУНЕННЯ

Дефекти	Причини	Методи усунення
Неоднорідність приготування шихти	Недостатній час змішування. Висока швидкість обертання барабана млина. Порушення технологічних режимів.	Додати води та знову змішати шихту. Зменшити швидкість обертання млина.
Невідповідність хімічного складу порошку технологічним вимогам	Порушення технологічних режимів	Брак не усувається
Розшарування пресовки	Перевищено тиск пресування	Знизити тиск пресування

## 8 ВИРОБНИЧИЙ КОНТРОЛЬ

Найменування операції процесу	Показник	Норма	Частота контролю	Методи дослідження	Примітки
Вхідний контроль	Супровідна документація	Відповідність НТД	Кожна партія		
Дозування	Склад вихідної шихти: суміш порошку алюмінію, лампової сажи, титану	Масова частка:	Кожна партія	Хімічний аналіз на вміст кисню та вуглецю	
Прокалювання суміші порошоків алюмінію, титану та лампової сажи	Температура Час	200 °С 2 год.	Кожна партія	Вольтметр, секундомір, термопара	
Змішування порошкових компонентів	Час	1,10 год.	Кожна загрузка	Секундомір	
Пресування циліндричних зразків	Зусилля пресування		Кожний зразок		
Синтез	Швидкість підняття температури	15-20 град/хв. в діапазоні температур 20 – 950 °С	Кожна операція	Вольтметр, секундомір, термопара	
	Температура і витримка	950 °С протягом 2 год.	Кожна операція	Вольтметр, секундомір, термопара	
	Вакуум в камері	0,13 Па	Кожна операція	Вакуумметр	
Контроль якості кінцевого продукту	$C_{заг}$ $C_{віл}$	2,9 % 2,1 %	Кожна партія	Хімічний аналіз	
	$d_{max}$ $d_{min}$	14 мкм 6 мкм		Ситовий аналіз	

## 9 ВИМОГИ БЕЗПЕКИ

9.1 Вимоги безпеки повинні відповідати вимогам ДСТУ ГОСТ 12.0.230:2008.

9.2 До виконання робіт з виготовлення зразків і виробів допускаються особи, яким виповнилося 18 років, що не мають медичних протипоказань і що проходили спеціальне навчання згідно до вимог "Типового положення про навчання інструктаж і перевірку знань працівників з питань охорони праці", що мають необхідну кваліфікацію і що склали іспит з техніки безпеки. Медичні огляди необхідно проводити згідно наказу МЗ України №246 від 21.05.2007 р.

9.3 Порошки, які знаходяться безпосередньо в роботі, необхідно зберігати в закритій тарі з етикеткою у витяжних шафах в кількості, яка не перевищує добову потребу.

9.4 Гранично допустима концентрація (ГДК) порошоків у повітрі робочого приміщення визначається і не повинна перевищувати  $6 \text{ мг/м}^3$ . Просівання і зважування необхідно проводити на столі з витяжною вентиляцією з двократним обміном повітря.

9.5 Порошки є негорючим продуктом.

9.6 За ступенем впливу на організм людини порошки відносяться до IV класу безпеки (малонебезпечні речовини) згідно класифікації шкідливих речовин.

9.7 У приміщенні повинні знаходитися індивідуальні засоби захисту: халати за ДСТУ EN ISO 13688:2016, респіратори за ДСТУ EN 136–2003, захисні рукавички гумові за ДСТУ EN 420-2001.

9.8 Електроустаткування має бути заземлене.

9.9 Загальні протипожежні засоби: вогнегасник марки ОУ-3 за ДСТУ 3675–98, пісок, шматок ковдри або брезенту.

9.10 Устаткування, яке використовується, повинно відповідати ГОСТ 12.2.003-91, виробничі процеси повинні виконуватися за ГОСТ 12.3.002-75. Відходи виробництва повинні тимчасово зберігатися і видалятися згідно з вимогами санітарних правил.

9.11 Робочий спецодяг співробітників повинен чиститися щодня і зберігатися в окремих від чистого одягу шафах.

Після проведення всіх заходів необхідно виконати вимоги особистої гігієни. Про всі виявлені несправності в роботі устаткування, необхідно доповісти керівникові робіт. Роботи відновлюються тільки після повної ліквідації несправностей.

9.12 Після закінчення робіт з порошками необхідно провести ретельне прибирання робочих місць і устаткування, а залишки порошоків зібрати в закриту тару. Забороняється на робочих місцях приймати їжу, палити.

9.13 Транспортування виробів здійснюється всіма видами транспорту за умови дотримання правил і вимог, що діють на даних видах транспорту. У навколишньому середовищі не повинно бути агресивних сполук.

**ПЕРЕЛІК**  
**НОРМАТИВНО-ТЕХНІЧНИХ ДОКУМЕНТІВ, НА ЯКІ Є ПОСИЛАННЯ В**  
**ТЕКСТІ**

Пункти в тексті	Позначення нормативного документу	Найменування нормативного документу
2	ТУ 48-10-78-83	Порошок титановый химический. Технические условия.
2	ДСТУ 4284:2004	Спирт этиловый ректифікований абсолютований. Технічні умови.
2	ДСТУ ГОСТ 9293:2009	Азот газообразный и жидкий. Технические условия
3	ДСТУ ISO 4783-3:2008	Сита дротяні промислові та плетена дротяна тканина. Настанови щодо вибирання комбінацій розміру отвору та діаметра дроту. Частина 3. Найкращі комбінації для дротяних сит попередньо гофрованих або з'єднаних стисканням (ISO 4783-3:1981, IDT).
3	ТУ У 31.6–30676394.001–2002	Шкафы электрические сушильные лабораторные до 350 °С. (IEC 60751:1983.
3	ДСТУ 3171-95 (ГОСТ 8335-96)	Пирометры визуальные с исчезающей нитью.
3	ДСТУ 7270:2012	Метрология. Приборы взвешивающие эталонные. Общие технические требования,
3	ДСТУ EN 136–2003.	Засоби індивідуального захисту органів дихання. Маски. Вимоги, випробування, маркування. (EN 136:1998. IDT).
2	ДСТУ EN ISO 13688:2016	Одяг захисний. Загальні вимоги (EN ISO 13688:2013, IDT; ISO 13688:2013, IDT)
4	ДСТУ EN 420-2001	Загальні вимоги до рукавиць. (EN 420:1994. IDT)
4	ДСТУ 3675–98	Пожежна техніка. Вогнегасники переносні. Загальні технічні вимоги та методи
4	ГОСТ 12.2.003-91	ССБТ. Оборудование производственное. Общие требования безопасности.
4	ГОСТ 12.3.002-75	ССБТ. Процессы производственные. Общие требования безопасности.

ЗАТВЕРДЖУЮ  
 Директор ІПМ НАНУ  
 академік НАНУ  
 Ю.М. Солонін  
 « 9 » вересня 2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ  
 Директор ПП «КоДА»  
 Резаненко П.А.  
 « 9 » вересня 2017 р.



## АКТ

застосування результатів досліджень кандидатської дисертації Ю.О. Шишкіної  
 "Вдосконалення процесів отримання алюмоматричних композитів на основі системи  
 Al-TiC методами термічного синтезу та горячого штампування"

Даним актом засвідчується, що в процесі проведення спільних робіт ІПМ НАНУ та ПП "КоДА", виконаних в рамках тематичного плану інституту, було розроблено технологію отримання виробу поршень компресора із порошкових алюмоматричних композитів системи Al-TiC.

З використанням розробленої технології було виготовлено досліднопромислову партію деталей поршнів компресора, яка отримала позитивні висновки за результатами промислових випробувань.

В даний час на підприємстві ПП "КоДА" проводяться роботи з підготовки серійного виробництва деталі поршень компресора за технологією, що розроблена спільно з ІПМ НАНУ.

Від ІПМ НАНУ

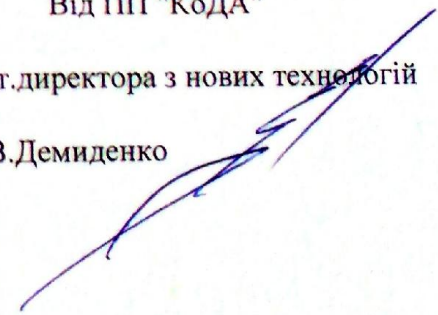
м.н.с. Шишкіна Ю.О.



Від ПП "КоДА"

Заст.директора з нових технологій

А.В.Демиденко

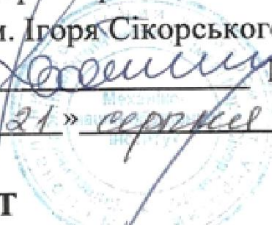




ЗАТВЕРДЖУЮ  
 Директор ІІМ НАНУ  
 академік НАНУ  
 Ю.М. Солонін  
 «21» серпня 2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ  
 Директор ММІ НТУУ КПІ  
 ім. Ігоря Сікорського, чл.-кор. НАНУ  
 М.І. Бобир  
 «21» серпня 2017 р.



**АКТ**

**використання результатів кандидатської дисертації  
 Ю.О. Шишкіної "Вдосконалення процесів отримання алюмоматричних  
 композитів на основі системи Al-TiC методами термічного синтезу та  
 гарячого штампування"**

Даним актом засвідчується, що в процесі проведення спільних робіт в рамках діяльності філії кафедри МПМ та РП ММІ НТУУ „КПІ” в ІІМ НАНУ з розробки технології виготовлення деталі "Перо лопатки" з композиційних алюмоматричних композитів, що виконувались на замовлення ДП "Івченко-Прогрес", були використані результати дисертаційної роботи Ю.О. Шишкіної "Вдосконалення процесів отримання алюмоматричних композитів на основі системи Al-TiC методами термічного синтезу та гарячого штампування" в частині технології синтезу порошкових лігатур, оптимізації складу композиту та технологічних режимів видавлювання пера лопатки шляхом аналізу впливу режимів обробки на основні структурні параметри матеріалу для забезпечення необхідних фізико-механічних властивостей матеріалу деталі.

З використанням розробленої технології було виготовлено дослідно-промислому партію деталей "Перо лопатки", яка отримала позитивні висновки за результатами дослідно-промислових випробувань.

Від ІІМ НАНУ  
 Заст. зав. відділу  
 к.т.н. О.В. Власова  
 М.н.с. Ю.О. Шишкіна  
 «21» серпня 2017 р.

Від НТТУ"КПІ"  
 Зав. кафедри механіки пластичності  
 матеріалів та ресурсозберігаючих  
 процесів Механіко-машинобудівного  
 інституту НТТУ КПІ  
 д.т.н. В.А. Тітов  
 «21» серпня 2017 р.

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

*Статті:*

1. Баглюк, Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина** // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С. 36-43. *Особистий внесок здобувача:* аналіз сучасних тенденцій в отриманні алюмоматричних композиційних матеріалів.
2. **Shishkina, Y.** Specific features of structure formation in Al-Ti-C powder master alloys after thermal synthesis [Текст] / Y. Shishkina, G. Baglyuk, A. Mamonova, I. Tihonova // International Scientific Journal «Machines. Technologies. Materials». – 2012. – Vol. 12. – P. 45-49. *Особистий внесок здобувача:* дослідження структури та фазового складу лігатури після термічного синтезу, аналіз мікроструктури, кривих ДТА та дифрактограм.
3. Баглюк, Г. А. Влияние углерода и алюминия на формирование структуры порошковой лигатуры системы Al-Ti-C в процессе реакционного синтеза [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова // Порошковая металлургия. – 2013. – № 3/4. – С. 48-56. *Особистий внесок здобувача:* визначення впливу вмісту компонентів шихти на фазовий склад та структуру лігатури системи Al-Ti-C після термічного синтезу.
4. Богачева А.Г. Получение и свойства дисперсно-упрочненных легких сплавов [Текст] / А.Г. Богачева, Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина** // Технологические системы. – 2013. – № 6 (64). – С. 23-38. *Особистий внесок здобувача:* аналіз сучасних тенденцій в отриманні алюмоматричних композиційних матеріалів.
5. **Шишкина, Ю.О.** Вплив методу легування на структуру та механічні властивості гарячештампованих порошкових алюмоматричних композитів

- системи Al-Ti-C [Текст] / Ю.О. Шишкіна, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Д.Г. Вербіло // Порошкова металурія. – 2015. – № 5/6. – С. 20-29. *Особистий внесок здобувача*: методом гарячого штампування з використанням синтезованих лігатур отримані алюмоматричні композиційні матеріали з карбідотитановою зміцнюючою фазою, досліджено їх структуру та вплив вмісту зміцнюючої фази на твердість на основні механічні властивості, в залежності від відсоткового вмісту лігатури у композиті та способу приготування шихти.
6. **Шишкіна, Ю.А.** Влияние схемы деформации на структуру и свойства горячештампованных алюмоматричных композитов [Текст] / Ю.А. Шишкіна, Г.А. Баглюк, В.С. Курихин, Д.Г. Вербіло // Порошковая металлурія. – 2016. – № 1/2. – С. 9-17. *Особистий внесок здобувача*: досліджено особливості структури та механічних властивостей металоматричних композитів, отриманих гарячим штампуванням із заготовок конічної та циліндричної форми
  7. Баглюк, Г. А. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості горячештампованих порошкових алюмоматричних композитів [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.Г. Безимьянний, А.Н. Колесніков, О.В. Талько, **Ю.О. Шишкіна** // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Луцьк, 2016. – Вип. 54. – С. 20-27. *Особистий внесок здобувача*: досліджено вплив попередньої обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок, визначення характеристик пружності отриманих композитів та сформульовано висновки.
  8. **Шишкіна, Ю.А.** Получение карбидосодержащей лигатуры системы Al-Ti-C методом термического синтеза [Текст] / Ю.О. Шишкіна, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, М.Е. Головова, И.Б. Тихонова // Керамика: наука и жизнь. – 2016. – № 2 (31). – С. 52-65. *Особистий внесок здобувача*: проведення термодинамічного аналізу для встановлення умов синтезу карбідної фази у системі Al-Ti C, дослідження вплив вмісту компонентів шихти (Al, Ti та C)

та температури синтезу на фазовий склад лігатури, що отримують, визначення оптимальної температури для синтезу карбіду титану в системі Al-Ti-C; обробка та аналіз результатів.

9. **Shishkina, Yu.** Surface roughness evaluation of aluminum matrix composites after dry sliding wear tests [Текст] / Yu. Shishkina, G. Bagliuk // International Scientific Journal «Machines. Technologies. Materials». – 2016. – Vol № 6. – P. 7-10. *Особистий внесок здобувача:* дослідження трибологічних властивостей зразків, побудування графіків залежності зміни масового зносу та коефіцієнту тертя від прикладеного навантаження та швидкості випробувань, дослідження поверхні зразків після випробувань на тертя, визначення механізму зношування.

#### *Матеріали конференцій:*

10. **Шишкина, Ю.А.** Особенности структурообразования при термическом синтезе порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкина // Тезисы доклада XVIII Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов». – Самара, Россия. – Июль 2-4, 2012. – С. 137. *Особистий внесок здобувача:* підготування зразків для термічного синтезу, аналіз мікроструктури та отриманих дифрактограм.
11. Баглюк, Г.А. Реакционный синтез и микроструктура лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / **Ю.А. Шишкина**, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова // Міжнародної науково-практичної конференції «Інноваційні ресурсозбережні матеріали та зміцнювальні технології». – Маріуполь 2012. – Червень 6-8, 2012. – С. 44-45. *Особистий внесок здобувача:* оптимізація режимів синтезу, аналіз мікроструктур зразків з різним вмістом алюмінію та вуглецю після синтезу.
12. **Шишкина, Ю.А.** Влияние содержания углерода на фазовый состав порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкина, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, И.Б. Тихонова // Тезисы докладов «Порошковая

- металлургия: ее сегодня и завтра». – Киев. – Ноябрь 27-30, 2012. – С. 175. *Особистий внесок здобувача*: встановлення впливу вмісту вуглецю у вихідній шихті на фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C.
13. **Шишкіна, Ю.А.** Реакционный синтез и микроструктура порошковых лигатур системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкіна // IX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физикохимия и технология неорганических материалов». – ИМЕТ РАН, Москва. – Октябрь 23-26, 2012. – С. 355-357. *Особистий внесок здобувача*: отримання лігатури системи Al-Ti-C, аналіз даних електронної мікроскопії та мікроспектрального аналізу.
14. **Шишкіна, Ю.А.** Влияние температуры синтеза на фазовый состав лигатуры системы Al-Ti-C [Текст] / Ю.А. Шишкіна // Сборник материалов всероссийская молодежная научная конференция с международным участием «Инновации в материаловедении». – Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва. – Июнь 3-5, 2013. – С. 377. *Особистий внесок здобувача*: встановлення впливу температури синтезу на фазовий склад лігатури системи Al-Ti-C.
15. Bagliuk, G. Structure formation at sintering of Al-Ti-C metal matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // Euro PM2013 Congress & Exhibition. – Gothenburg, Sweden. – September 15-18, 2013. – С. 125-130. *Особистий внесок здобувача*: приготування зразків, дослідження особливостей їх структуроутворення.
16. **Шишкіна, Ю.О.** Формування структури та властивостей порошкових алюмоматричних композитів в процесі гарячої гвинтової екструзії [Текст] / Ю.О. Шишкіна, В.С. Куріхін, П.В. Майстер, М.О. Плигань, Г.А. Баглюк // Тези доповідей загально університетської науково-технічної конференції молодих вчених та студентів, присвяченої дню Науки. – Київ. – 2014. – С. 76-77. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, виготовлення шліфів, дослідження микроструктури.

17. Bagliuk, G. Hot forging of P/M metal matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, V. Kurikhin, D. Goncharuk, **Yu. Shishkina** // Book of abstracts «Advanced forming technologies and nanostructured materials». – Poznan-Wasowo, Poland. – Vol. 2. – June 6, 2014. – P. 20-21. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, дослідження основних фізико-механічних властивостей зразків.
18. Баглюк, Г.А. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства порошковых алюмоматричных композитов [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, В.С. Курихин // Материалы 11-й международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка». – Минск, Беларусь. – Май 28-30, 2014. – С. 44-48. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, аналіз розподілу твердості по перерізу заготовку після кожного з проходів після гвинтової екструзії, розрахунок залишкової поруватості.
19. Bagliuk, G. Reaction sintering of Al-Ti-C system cermets [Текст] / G. Bagliuk, **Yu. Shishkina** // Book of abstracts «International conference on sintering 2014». – Dresden, Germany. – August 24-28, 2014. – P. 224-225. *Особистий внесок здобувача*: дослідження особливостей впливу вихідного складу порошку на здатність до утворення карбіду титану під час синтезу за обраною температурою.
20. Баглюк, Г.А. Горячая штамповка алюмоматричных композиционных материалов [Текст] / Г.А. Баглюк, **Ю.А. Шишкина**, В.С. Курихин, М.Е. Головова // XI International congress «Machines, technologies, materials». – Varna, Bulgaria. – September 17-20, 2014. – Vol №2. – P. 14-17. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів.
21. Bagliuk, G. The influence of severe plastic deformation on structure and properties of aluminum matrix composites [Текст] / G. Bagliuk, Yu. Shishkina //

Euro PM2014 Congress & Exhibition. – Salzburg, Austria. – September 21-24, 2014. – С. 21-24. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів,

22. **Шишкіна, Ю.А.** Структура и свойства горячештампованных многокомпонентных композитов на основе алюминия [Текст] / Ю.А. Шишкіна // XI Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». – ИМЕТ РАН, Москва. – Октябрь 16-19, 2014. – С. 98-100. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, підготовка шліфів, дослідження їх структури та міцнісних характеристик.
23. **Шишкіна Ю.О.** Формування структури та властивостей порошкових алюмоматричних композитів в процесі гарячої гвинтової екструзії [Текст] / Ю.О. Шишкіна, В.С. Куріхін, П.В. Майстер, М.О. Плигань, Г.А. Баглюк // Тези доповідей загально університетської науково-технічної конференції молодих вчених та студентів, присвяченої дню Науки. – Київ. – 2014. – С. 76-77. *Особистий внесок здобувача*: підготування суміші вихідних порошків для отримання композитів, підготовка шліфів, дослідження їх структури та міцнісних характеристик.
24. **Shishkina, Yu** Investigation of wear properties and corrosion behaviour of aluminium-based composites produced by hot forging [Текст] / Yu Shishkina, G. Baglyuk, D. Verbilo, S. Umerova, V. Kurikhin // WORLD PM2016 Congress & Exhibition. – Hamburg, Germany 9 - 13 October 2016. – Vol. 2. – P. 112-116. *Особистий внесок здобувача*: дослідження трибологічних властивостей зразків, побудування графіків залежності зміни масового зносу та коефіцієнту тертя від прикладеного навантаження та швидкості випробувань. Також автором досліджено корозійні властивості композитів, зміцнених карбідом титану та карбидовміщуючою лігатурою та композитів додатково легованих міддю і її сплавами.

25. Bagliuk, G.A. Character of anisotropy and elastic properties of hot-forged aluminum-matrix composites [Текст] / G.A. Bagliuk, Yu.G. Bezimyanniy, O.V. Talko, I.O. Teslenko, **Yu.A Shishkina** // XIII International Congress «Machines. Technologies. Materials». – Varna, Bulgaria. – September 14-17, 2016. – Vol №2. – P. 8-12. *Особистий внесок здобувача*: досліджено вплив попередньої обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок.

### *Патенти*

26. Пат. № 78370 Україна, МПК С22С 1/04, С22С 21/00. Спосіб одержання алюмоматричних композиційних матеріалів / Г.А. Баглюк, **Ю.О. Шишкіна**, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201212632; заявлено 05.11.2012; опубл.11.03.2013, Бюл. № 5/2013.
27. Пат. № 94742 Україна, В22F 3/17. Спосіб отримання високощільних матеріалів методом гарячого штампування з використанням захисних капсул / В.С. Куріхін, А.Г. Богачова, **Ю.О. Шишкіна**, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201407070; заявлено 23.06.2014; опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22/2014.
28. Пат. № 96239 Україна, МПК С22С 21/00, С22С 1/04. Спосіб отримання дисперсно-зміцнених алюмоматричних композиційних матеріалів методом гарячої штамповки / **Ю.О. Шишкіна**, В.С. Куріхін, А.Г. Богачова, заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України – № u201408453; 24.07.2014; опубл. 26.01.2015, Бюл. № 2/2015.



## ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ

Головні результати дисертаційної роботи доповідались на наступних науково-технічних конференціях: XVIII Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, Россия, 2012); Міжнародної науково-практичної конференції «Інноваційні ресурсозбережні матеріали та зміцнювальні технології» (Маріуполь, Україна, 2012); Конференция к 60-летию Института проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины «Порошковая металлургия: ее сегодня и завтра» (Киев, Украина, 2012); IX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физикохимия и технология неорганических материалов» (Москва, Россия, 2012); Всероссийская молодежная научная конференция с международным участием «Инновации в материаловедении» (Москва, Россия, 2013); Euro PM2013 Congress & Exhibition (Gothenburg, Sweden, 2013); Загальна університетська науково-технічна конференція молодих вчених та студентів, присвячена дню Науки (Київ, Україна, 2014); XX International scientific and technical conference KONTECH «Advanced forming technologies and nanostructured materials» (Poznan-Wasowo, Poland, 2014); 11-я Международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка» (Минск, Беларусь, 2014); International conference on sintering 2014 (Dresden, Germany, 2014); XI International congress «Machines, technologies, materials» (Varna, Bulgaria, 2014); Euro PM2014 Congress & Exhibition (Salzburg, Austria, 2014); XI Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (Москва, Россия, 2014); WORLD PM2016 Congress & Exhibition (Hamburg, Germany, 2016); XIII International Congress «Machines. Technologies. Materials» (Varna, Bulgaria, 2016)