

Міністерство освіти і науки України
Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Міністерство освіти і науки України
Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

СМІРНОВА ЯНА ОЛЕКСАНДРІВНА

УДК 669.018.9[043.3]

ДИСЕРТАЦІЯ

СТВОРЕННЯ ОСНОВ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ШАРУВАТИХ
МЕТАЛО-КЕРАМІЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З
ПІДВИЩЕНИМИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

13 – Механічна інженерія

136 – Металургія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

_____ Я. О. Смірнова

Науковий керівник: Гурія Ірина Миранівна, к. т. н., доц.

Київ – 2022

АНОТАЦІЯ

Смірнова Я. О. Створення основ технологій виготовлення шаруватих метало-керамічних композиційних матеріалів з підвищеними фізико-механічними характеристиками. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії з галузі знань 13 Механічна інженерія за спеціальністю 136 Металургія. – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ, 2022.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню актуальної проблеми, а саме розробленню та дослідженню технологічних параметрів виготовлення шаруватих композиційних матеріалів $Ti(Ti-TiB)/Al$ з підвищеними фізико-механічними характеристиками рідкофазним методом.

У роботі представлено аналітичний огляд наукових джерел за тематикою дисертаційного дослідження. Розглянуто поширені твердофазні та існуючі рідкофазні методи виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів. Показано вплив технологій виготовлення на мікроструктуру зони взаємодії, фазовий склад і механічні властивості отриманих композитів. Встановлено, що рідкофазні методи виготовлення шаруватих Ti/Al композитів, які мають низку переваг у порівнянні з твердофазними, потребують технологічного розвитку та є непоширеними у промисловості. Окрім того, система $Ti-TiB/Al$, яка є перспективною завдяки підвищеній питомій міцності та покращеним фізичним властивостям, недостатньо досліджена на сьогодні.

У розділі 2 дисертаційної роботи описано вихідні матеріали, методику виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним способом, методи дослідження їх мікроструктури, хімічного і фазового складу та фізико-механічних властивостей.

Представлено технологічні основи виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним формуванням з використанням флюсу евтектичного сплаву KF-AlF₃, що забезпечує рівномірне просочення алюмінієвого розплаву між пластинами на основі титану. Встановлено, що на границі розподілу між твердим титаном марки BT1-0 та рідким алюмінієм утворюється перехідний шар, товщина якого залишається стабільною за температур розплаву від 700 до 800 °C, ширини зазору між титановими пластинами від 0,5 до 1,5 мм та часу витримування 900 с. За фазовим складом перехідний шар відповідає твердим розчинам титану в алюмінії та алюмінію в титані. Визначено, що мінімального часу витримування достатньо для взаємодії титану та алюмінію. Утворення рівномірного перехідного шару забезпечує витримування у розплаві після просочення протягом 300 с. Збільшення ширини зазору між титановими пластинами від 0,5 до 1,5 мм призводить до збільшення швидкості підйому розплаву між ними від $1,6 \pm 0,12$ до $2,9 \pm 0,20$ мм/с.

Товщина утвореного перехідного шару залишається стабільною для всіх досліджених значень ширини зазору між пластинами на основі титану у системах BT1-0/Al, BT6/Al і Ti-TiB/Al та у середньому складає 2,8, 3,8-4,2 і 6,3-6,5 мкм відповідно. Потовщення шару за умови зміни вихідних пластин обумовлене їх хімічним складом та структурою. Для досліджених систем представлено механізми міжфазної взаємодії між твердим титаном або його сплавом та рідким алюмінієм. За представленими у дисертаційній роботі технологічними параметрами отримано не лише тришарові, а й п'яти- та семишарові матеріали систем BT1-0/Al та BT6/Al. Збільшення кількості шарів у матеріалі не призводить до зміни мікроструктури зони взаємодії.

У результаті проведених досліджень на трьохточковий згин встановлено, що тришарові композиційні матеріали системи BT1-0/Al не руйнуються. Під час досягнення кута вигину зразків у діапазоні 130-120° на границі розподілу відбувається утворення тріщин, максимальним розміром до 20 мкм, які не призводять до розшаровування та відокремлення титанових пластин від алюмінієвого шару.

Під час випробувань на розтяг три- та п'ятишарові матеріали системи VT1-0/Al демонструють пластичну поведінку, а максимальні значення міцності досягаються за умови мінімальної ширини зазору 0,5 мм і сягають 305 ± 16 МПа за деформації $32,1 \pm 3,0$ %. Тришарові композити системи VT6/Al демонструють аналогічну поведінку під час випробувань, а максимальна міцність на розтяг складає 602 ± 15 МПа за деформації $15,3 \pm 2,4$ %. На відміну від попередніх, матеріали системи Ti-TiB/Al демонструють крихку поведінку під час руйнування. Міцність на розтяг тришарового матеріалу за умови ширини зазору між пластинами 1,5 мм у середньому становить 479 ± 18 МПа, а деформація – $14,96 \pm 1,7$ %.

Експериментально встановлено, що величина міцності на розтяг шаруватих композиційних матеріалів задовільно узгоджується зі значеннями, розрахованими за правилом сумішей, враховуючи об'ємну частку, кількість та фізико-механічні властивості титанових і алюмінієвих шарів, що дозволяє прогнозувати механічні властивості шаруватих Ti /Al композитів.

Встановлено, що у результаті прокатування у атмосфері повітря без попереднього нагрівання рідкофазно сформовані тришарові матеріали системи VT1-0/Al зберігають цілісність границі розподілу. Ступінь обтискання оброблених тиском матеріалів складав від 0,27 до 0,45. Перехідний шар, утворений у результаті взаємодії вихідних металів, фрагментується та переходить у алюмінієву частину. Міцність прокатаних композитів проти вихідних збільшується до 401-491 МПа залежно від ширини зазору та ступеня обтискання. Анізотропія міцності на розтяг у досліджених матеріалах практично не проявляється і не залежить від напрямку розтягу досліджуваних зразків відносно напрямку прокатування.

У результаті прокатування тришарових композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al у вакуумі з попереднім нагріванням було досягнуто максимального ступеня обтискання 0,36. Збільшення температури прокатування композиту призводить до потовщення утвореного на границі розподілу перехідного шару. Міцність матеріалу зі ступенем обтискання 0,2 у середньому складає

725±20 МПа, а пластична деформація – 0,98±0,12 %, що вказує на збільшення міцності та зменшення пластичності у порівнянні з вихідним непрокатаним матеріалом.

За допомогою графіків Ешбі показано, що за питомими механічними характеристиками шаруваті Ti/Al композити, отримані рідкофазним формуванням перевищують відомі титанові та алюмінієві сплави.

Ключові слова: композиційний матеріал, шаруватий композит, титан, титановий сплав, алюміній, борид титану, просочення, рідкофазне формування, мікроструктура, фазовий склад, механічні характеристики.

ABSTRACT

Smirnova Y. O. Creation of foundations of manufacturing technologies of layered metal-ceramic composite materials with increased physical and mechanical characteristics. – Qualifying scientific work. As a manuscript.

Thesis for the Doctor of Philosophy Degree in specialty 136 Metallurgy. – National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, 2022.

The dissertation work is devoted to the solution of an actual problem, namely the development and research of technological parameters for the manufacturing of layered Ti(Ti-TiB)/Al composite materials with increased physical and mechanical characteristics by the liquid-phase method.

An analytical review of scientific sources on the subject of the dissertation research is presented in the work. Common solid-phase and existing liquid-phase methods of layered Ti/Al composite materials manufacturing are considered. The influence of manufacturing technologies on the microstructure of the interaction zone, phase composition and mechanical properties of the obtained composites is shown. It was established that liquid-phase methods of layered Ti/Al composites manufacturing, which have a number of advantages compared to solid-phase ones, require technological development and are uncommon in industry. In addition, the Ti-TiB/Al system, which is promising due to the increased specific strength and improved physical properties, hasn't been sufficiently investigated today.

Chapter two of the dissertation described the starting materials, the method of liquid-phase manufacturing of layered Ti/Al composites, methods of researching their microstructure, chemical and phase composition, physical and mechanical properties.

The technological bases of layered Ti/Al composite materials liquid-phase manufacturing are presented. Using the KF-AlF₃ eutectic alloy flux ensures uniform impregnation of the aluminum melt between the titanium based plates. It was established that transition layer at the interface between solid titanium grade VT1-0

and liquid aluminum is formed. Thickness of transition layer remains stable at melt temperatures from 700 to 800 °C, the width of the gap between the titanium plates from 0,5 to 1,5 mm, and holding time 900 s. The phase composition of the transition layer corresponds to solid solutions of titanium in aluminum and aluminum in titanium. It was determined that the minimum holding time is sufficient for the interaction of titanium and aluminum. 300 seconds holding in the melt after infiltration ensures formation of a uniform transition layer. An increase of the width of the gap between the titanium plates from 0,5 to 1,5 mm leads to rising of melt lifting speed between them from $1,6 \pm 0,12$ to $2,9 \pm 0,20$ mm/s.

The thickness of the formed transition layer remains stable for all investigated values of the width of the gap between the titanium-based plates in VT1-0/Al, VT6/Al, and Ti-TiB/Al systems, and on average, is 2,8, 3,8-4,2 and 6,3-6,5 μm , respectively. The layer thickening as a result of changing the original plates is due to their chemical composition and structure. Mechanisms of interphase interaction between solid titanium or its alloy and liquid aluminum are presented for the studied systems. According to the presented in the dissertation technological parameters, not only three-layer but also five- and seven-layer materials of the VT1-0/Al and VT6/Al systems were manufactured. An increasing in the number of layers in the material does not lead to a change in the microstructure of the interaction zone.

As a result of the three-point bending test, it was found that the three-layer composite materials of the VT1-0/Al system don't destroy. When the bending angle of the samples in the range of 130-120 ° is reached, cracks with a maximum size of up to 20 μm are formed at the interface. It doesn't lead to delamination and separation of the titanium plates from the aluminum layer.

During tensile tests, the three- and five-layer materials of the VT1-0/Al system demonstrate plastic behavior. Maximum strength values were achieved with a minimum width of the gap of 0,5 mm and reached 305 ± 16 MPa at a total strain of $32,1 \pm 3,0$ %. Three-layer composites of the VT6/Al system demonstrate similar behavior during tests. The maximum tensile strength is 602 ± 15 MPa with a total strain of $15,3 \pm 2,4\%$. Unlike the previous ones, materials of the Ti-TiB/Al system

demonstrate brittle behavior during destruction. The tensile strength of the three-layer material with the width of the gap between plates of 1,5 mm, is 479 ± 18 MPa on average, and the deformation is $14,96 \pm 1,7$ %.

It was experimentally established that the value of the tensile strength of layered composite materials satisfactorily agrees with the values calculated by the rule of mixtures, taking into account the volume fraction, number, physical and mechanical properties of titanium and aluminum layers. It makes it possible to predict the mechanical properties of layered Ti/Al composites.

As a result of rolling in an air atmosphere without preheating, the liquid-phase formed three-layer materials of the VT1-0/Al system retain the integrity of the interface. Materials with a reduction ratio of 0,27-0,45 were obtained by plastic deformation. The transition layer, formed as a result of the interaction of the original metals, fragments and passes into the aluminum layer. The strength of the rolled composites increases to 401-491 MPa compared to the original ones. Anisotropy of tensile strength in the studied materials is practically not occur and doesn't depend on the direction of tension of the studied samples relative to the direction of rolling.

As a result of three-layer composite materials of the Ti-TiB/Al system vacuum rolling with preheating, a maximum reduction ratio of 0.36 was achieved. Increasing of the composite rolling temperature leads to a thickening of the transition layer, which formed at the interface. The strength of the material with a reduction ratio of 0,2 is on average 725 ± 20 MPa, and the plastic deformation is $0,98 \pm 0,12\%$. It indicates an increase in strength and a decrease in plasticity compared to the original material.

Ashby graphs showed that in terms of specific mechanical characteristics, the layered Ti/Al composites manufactured by liquid-phase method exceed the known titanium and aluminum alloys.

Key words: composite material, layered composite, titanium, titanium alloy, aluminium, titanium boride, infiltration, liquid-phase formation, microstructure, phase composition, mechanical characteristics.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. **Smirnova Y.**, Huriia I., Loboda P. Liquid phase fabrication technology of layered Ti/Al composite. *U.P.B. Scientific bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*. 2021. Vol. 83, Iss. 4. P. 273–282. (*Особистий внесок*: виготовила дослідні зразки, брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала статтю до друку)
2. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al. *Метал і лиття України*. 2022. Том 30, №1. С. 84–90. <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084> (*Особистий внесок*: виготовила дослідні зразки, брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала статтю до друку)
3. **Смірнова Я. О.**, Солодкий Є. В., Гурія І. М., Лобода П. І. Кінетика формування перехідного шару при взаємодії Ti-TiB з рідким алюмінієм. *Наукові вісті КІП*. 2019. №2. С. 71–77. <https://doi.org/10.20535/kpi-sn.2019.2.167784> (*Особистий внесок*: брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала статтю до друку)
4. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В. Виготовлення шаруватого метал-інтерметалідного армованого композиційного матеріалу. *Металознавство та обробка металів*. 2019. Том 25, №4(92). С. 47–52. <https://doi.org/10.15407/mom2019.04.047> (*Особистий внесок*: брала участь у виготовленні дослідних зразків, обробленні й обговоренні результатів, підготувала статтю до друку)
5. Спосіб виготовлення шаруватого композиційного матеріалу із титану, армованого боридом титану і алюмінію: пат. 144841 Україна, № u202003457; заявл. 09.06.2020; опубл. 26.10.2020, Бюл. № 20. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В. (*Особистий внесок*: брала участь у патентному пошуку, проведені експериментальних досліджень та оформленні патенту)

6. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М., Солодкий Є. В., Лобода П. І. Отримання шаруватого металевого композиційного матеріалу з інтерметалідними прошарками. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8* : зб. тез доп. міжнар. наук. конф., м. Київ, 6-7 грудня 2018 р. Київ, 2018. С. 104–105. (*Особистий внесок*: брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала тези до друку)

7. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М. Перспективи виготовлення шаруватих метал-інтерметалічних композиційних матеріалів рідкофазними методами. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні* : зб. тез доп. ХІ міжнар. наук.-техн. конф., м. Київ, 30-31 травня 2019 р. Київ, 2019. С. 171–173. (*Особистий внесок*: брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала тези до друку)

8. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В. Технологія виготовлення шаруватого титан-алюмінієвого композиційного матеріалу. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 9* : зб. тез доп. міжнар. наук. конф., м. Київ, 18-19 грудня 2019 р. Київ, 2019. С. 36–37. (*Особистий внесок*: брала участь у обробленні й обговоренні результатів, підготувала тези до друку)

ЗМІСТ

ВСТУП.....	15
РОЗДІЛ 1. ШАРУВАТІ МЕТАЛЕВІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ ТИТАНУ ТА АЛЮМІНІЮ (аналітичний огляд).....	21
1.1 Шаруваті метал-матричні композиційні матеріали	21
1.2 Титан та алюміній: властивості, сплави, використання	23
1.2.1 Властивості титану та його сплавів	23
1.2.2 Властивості алюмінію та його сплавів	27
1.3 Шаруваті Ti/Al композиційні матеріали.....	30
1.3.1 Твердофазні технології виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	31
1.3.2 Рідкофазні технології виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	34
1.3.3 Структура та механічні властивості шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	36
1.4 Багатокомпонентні шаруваті Ti/Al композиційні матеріали	46
1.5 Висновки до розділу 1	49
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	51
2.1 Методика рідкофазного формування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	51
2.1.1 Вихідні матеріали для виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	51
2.1.2 Методика виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним способом.....	52
2.1.3 Дослідження впливу ширини зазору між пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету	54
2.1.4 Дослідження впливу часу витримування просоченого шаруватого пакету на міжфазну взаємодію розплаву алюмінію з твердим титаном	54
2.1.5 Методика прокатування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів.....	55

	12
2.2 Дослідження мікроструктури та хімічного складу	55
2.3 Дослідження фазового складу	55
2.4 Дослідження фізико-механічних властивостей.....	56
2.4.1 Визначення густини.....	56
2.4.2 Визначення міцності на згин	56
2.4.3 Визначення міцності на розтяг	57
2.4.4 Визначення міцності на розтяг та модуля Юнга за правилом сумішей	57
2.5 Обробка результатів досліджень	58
2.6 Аналіз властивостей шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів	59
РОЗДІЛ 3. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ Ti/Al КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ РІДКОФАЗНИМ ФОРМУВАННЯМ.....	60
3.1 Технологічні основи виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним формуванням	60
3.2 Вплив технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи BT1-0/Al.....	63
3.2.1 Вплив температури розплаву та ширини зазору між титановими пластинами на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи BT1-0/Al	63
3.2.2 Вплив ширини зазору між пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету системи BT1-0/Al.....	64
3.2.3 Вплив часу витримання просоченого шаруватого пакету системи BT1-0/Al на зону взаємодії.....	66
3.2.4 Структура та фазовий склад зони взаємодії багат шарових композитів системи BT1-0/Al	69
3.2.5 Механізм міжфазної взаємодії у системі BT1-0/Al за рідкофазного формування	71
3.3 Дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи BT6/Al.....	73
3.3.1 Вплив ширини зазору між пластинами титанового сплаву на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи BT6/Al.....	73

3.3.2 Структура та фазовий склад зони взаємодії багат шарових композитів системи ВТ6/А1.....	75
3.3.3 Механізм міжфазної взаємодії у системі ВТ6/А1 за рідкофазного формування.....	76
3.4 Дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи Тi-ТiВ/А1.....	77
3.4.1 Вплив ширини зазору між пластинами титанового сплаву на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи Тi-ТiВ/А1.....	77
3.4.2 Механізм міжфазної взаємодії у системі Тi-ТiВ/А1 за рідкофазного формування.....	79
3.5 Механічні властивості шаруватих Тi/А1 композиційних матеріалів, виготовлених рідкофазним формуванням.....	80
3.5.1 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/А1 під час згину.....	80
3.5.2 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/А1 під час розтягу.....	82
3.5.3 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи ВТ1-0/А1 на механічні властивості.....	85
3.5.4 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ6/А1 під час розтягу.....	89
3.5.5 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи ВТ6/А1 на міцність на розтяг.....	91
3.5.6 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи Тi-ТiВ/А1 під час розтягу.....	92
3.5.7 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи Тi-ТiВ/А1 на міцність на розтяг.....	93
3.6 Порівняння властивостей композиційних матеріалів систем ВТ1-0/А1, ВТ6/А1 та Тi-ТiВ/А1 з відомими матеріалами.....	94
3.7 Висновки до розділу 3.....	96

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ПРОКАТУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ Ti/Al КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ РІДКОФАЗНИМ ФОРМУВАННЯМ.....	98
4.1 Структура і властивості шаруватого композиційного матеріалу системи VT1-0/Al, виготовленого рідкофазним формуванням та прокатуванням.....	98
4.1.1 Вплив прокатування та товщини алюмінієвого шару на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи VT1-0/Al.....	98
4.1.2 Вплив прокатування та товщини алюмінієвого шару на поведінку композиту системи VT1-0/Al під час розтягу.....	101
4.1.3 Анізотропія механічних властивостей композиту системи VT1-0/Al після прокатування.....	103
4.2 Структура і властивості шаруватого композиційного матеріалу системи Ti-TiB/Al, виготовленого рідкофазним формуванням та прокатуванням.....	104
4.2.1 Вплив прокатування на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи Ti-TiB/Al.....	104
4.2.2 Вплив прокатування на поведінку композиту системи Ti-TiB/Al під час розтягу	107
4.3 Порівняння властивостей композиційних матеріалів систем VT1-0/Al та Ti-TiB/Al, що піддавали прокатуванню, з відомими матеріалами	108
4.4 Висновки до розділу 4	109
ВИСНОВКИ.....	110
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	112
ДОДАТОК А.....	126
ДОДАТОК Б	128
ДОДАТОК В.....	130
ДОДАТОК Г	133
ДОДАТОК Д.....	136
ДОДАТОК Е	138

ВСТУП

Актуальність теми. На сьогодні металеві композиційні матеріали посідають важливе місце у промисловості завдяки своїм підвищеним фізико-механічним властивостям та економічній ефективності [1-2]. Аналітична компанія The Business Research Company у огляді 2022 року прогнозує, що ринок метал-матричних композиційних матеріалів збільшиться до 693,74 мільйонів доларів у 2026 році з середньорічним темпом зростання 7,2 %. Одна з найбільших груп металевих композиційних матеріалів – алюміній-матричні композити – знайшла максимального поширення у аерокосмічній та автомобільній промисловостях. Зростання ринку металевих композиційних матеріалів, за оцінками аналітиків, відбуватиметься саме завдяки росту автомобільної промисловості, яка вимагає матеріалів, що зменшуватимуть вагу та підвищуватимуть ефективність техніки [3].

Шаруваті Ti/Al композиційні матеріали, які поєднують у собі високі зносостійкість, міцність, жорсткість, теплопровідність, корозійну стійкість та малу густину застосовують для виготовлення систем антиобмерзання літальних апаратів та трубчастих перехідників [4], теплообмінної апаратури та електроенергетичних установок [5], бронематеріалів [6] тощо і залишаються перспективними для конструкційних та функціональних застосувань у різноманітних галузях промисловості [7-9].

Додатково збільшити міцність Ti/Al композитів можна шляхом армування волокнами Mo [10], Al₂O₃ [11], NiTi [12], SiC_f [13], TiB_n [14-17] тощо. Серед армуючих волокон виділяються борида титану, які мають високі значення твердості, питомої міцності, зносостійкості, температури плавлення та є термодинамічно стабільними як у титані, так і в алюмінії, що робить їх особливо привабливими для використання у Ti/Al композиційних матеріалах [18-19]. Однак, на сьогодні відома незначна кількість робіт, у яких досліджено взаємодію компонентів у системі Ti/TiB_n/Al [14-17].

Твердофазні методи виготовлення Ti/Al композиційних матеріалів, такі як зварювання вибухом, прокатування, спікання тощо незважаючи на свою поширеність є трудомісткими, багатостадійними та довготривалими процесами, які мають низку недоліків. Ці технології обмежені максимально простою конфігурацією виробів та необхідністю використання складного обладнання. Зварювання вибухом призводить до серйозних опіків поверхні, великих тріщин та сильних деформацій вигину [20]. Гаряче прокатування, у свою чергу, виконують ізотермічно з подальшим прокатуванням пакетів для зменшення опору деформації та підтримання напружено-деформованого стану, що робить спосіб технологічно складним та дорогим [20-21]. Методи акумулятивного та асиметричного акумулятивного прокатування за кімнатної температури також є складними, а внутрішня напруга, що виникає внаслідок різниці в коефіцієнтах лінійного розширення металів, може призводити до небажаної деформації шаруватих композитів [22].

Уникнути згаданих недоліків можна застосовуючи рідкофазні методи виготовлення, такі як просочення, мікролиття та лиття зі вставками. Ці способи дозволяють забезпечити міцне міжфазне з'єднання, складну конфігурацію виробів, меншу собівартість та енергозатратність виготовлення, що робить їх придатними для масового виробництва [23]. Оскільки методи рідкофазного формування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів не є поширеними, їх дослідження, розвиток та визначення оптимальних технологічних параметрів є актуальним та перспективним.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконувалась на кафедрі ливарного виробництва Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» і мала зв'язок з науково-дослідною роботою «Створення проривних технологій виробництва деталей складної форми з композиційних матеріалів для екстремальних умов експлуатації» (номер державної реєстрації 0118U000222).

Метою роботи є розроблення технологічних параметрів виготовлення композиційних матеріалів $\text{Ti}(\text{Ti-TiB})/\text{Al}$ шляхом просочення пакетів із титану та його сплавів розплавом алюмінію.

Для досягнення поставленої мети вирішувалися наступні **задачі дослідження**:

1. Розробити технологічні параметри формування шаруватих композиційних матеріалів шляхом гравітаційного просочування пакету із пластин на основі титану алюмінієвим розплавом.
2. Дослідити вплив ширини зазору між пластинами на основі титану, температури розплаву та часу витримування на структуру і властивості границі розподілу $\text{Ti}(\text{Ti-TiB})/\text{Al}$.
3. Дослідити вплив хімічного складу пластин на основі титану на властивості шаруватих композиційних матеріалів.
4. Встановити взаємозв'язок між параметрами процесу просочення, структурно-геометричними характеристиками фазових складових матеріалів та фізико-механічними властивостями шаруватих композитів $\text{Ti}(\text{Ti-TiB})/\text{Al}$.

Об'єктом дослідження є шаруваті композиційні матеріали систем $\text{Ti}(\text{Ti-TiB})/\text{Al}$ виготовлені за рідкофазною технологією.

Предметом дослідження є процес встановлення технологічних параметрів виготовлення шаруватих композитів, структурно-фазові перетворення на границі розподілу $\text{Ti}(\text{Ti-TiB})/\text{рідкий алюміній}$, та зміни фізико-механічних властивостей шаруватих композиційних матеріалів.

Методи дослідження. Для дослідження мікроструктури, хімічного та фазового складу зони взаємодії у виготовлених матеріалах застосовували скануючу електронну мікроскопію, енергодисперсійний та рентгенофазовий аналізи. Дослідження фрактографії проводили з використанням стереомікроскопії та скануючої електронної мікроскопії. Механічні властивості отриманих матеріалів визначали за стандартними методиками визначення міцності на трьохточковий згин та розтяг.

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Уперше розроблено технологічні параметри рідкофазного формування шаруватих композиційних матеріалів систем ВТ1-0/Al, ВТ6/Al та Ti-TiB/Al, які включають процеси очищення поверхні пластин на основі титану розплавом флюсу евтектичного сплаву KF-AlF₃ та просочування їх розплавом алюмінію. Встановлено, що швидкість процесу очищення поверхні пластин більша за швидкість просочення за однакових технологічних умов.

2. Встановлено закономірності процесу взаємодії на границях розподілу систем ВТ1-0/Al, ВТ6/Al та Ti-TiB/Al під час просочення. Уперше показано, що незалежно від ширини зазору між пластинами на основі титану перехідний шар складається з твердих розчинів титану у алюмінії та алюмінію в титані. При цьому товщина перехідного шару суттєво залежить від хімічного складу матеріалу. Вона збільшується у результаті просочення та ізотермічного витримування протягом 300 с від 2,8 мкм для системи ВТ1-0/Al, до 3,8-4,2 мкм для системи ВТ6/Al та 6,3-6,5 мкм для системи Ti-TiB/Al.

3. Показано, що під час дії деформації аж до руйнування не відбувається розшарування матеріалів по міжфазній границі. Деформація отриманих композитів залежить від цієї характеристики вихідних титанових сплавів. Її максимальні значення складають 36 % для системи ВТ1-0/Al, 15,3 % для ВТ6/Al та 14,96 % для Ti-TiB/Al. Встановлено відповідність експериментальних і розрахованих значень механічних характеристик шаруватого композиту залежно від структурно-геометричних властивостей, що дозволяє прогнозувати механічні властивості шаруватих композиційних матеріалів.

4. Експериментально встановлено, що шаруваті матеріали, які одержано за допомогою рідкофазного з'єднання зберігають цілісність границі розподілу під час прокатування у атмосферному середовищі без попереднього нагрівання до ступеня обтискання 0,45 (система ВТ1-0/Al) та у вакуумі з попереднім нагріванням до ступеня обтискання 0,36 (система Ti-TiB/Al). У результаті прокатування відбувається фрагментація перехідного шару і

заповнення алюмінієм зон розриву перехідного шару без порушення суцільності границь розподілу. Міцність композиційних матеріалів зростає по мірі збільшення ступеня деформації і перевищує розраховані значення внаслідок деформаційного зміцнення.

5. Уперше показано, що за питомими механічними характеристиками шаруваті Ti/Al композити, які отримано за рідкофазною технологією, перевищують відомі титанові та алюмінієві сплави.

Практичне значення отриманих результатів. Результати проведених у роботі досліджень розширяють уявлення про структурно-фазові перетворення у зоні взаємодії, що відбуваються під час рідкофазного формування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів систем BT1-0/Al, BT6/Al та Ti-TiB/Al.

Розроблені шаруваті композити можуть бути використані для конструювання та виготовлення елементів аерокосмічної техніки. Перспективним є подальший розвиток представленої рідкофазної технології для виготовлення шаруватих бронематеріалів та матеріалів з інтерметалідними прошарками.

Результати роботи застосовано при підготовці лекційних і практичних занять для студентів спеціальності 136 Металургія.

Особистий внесок здобувача. Основні результати, що відображені у дисертаційній роботі, отримані здобувачем особисто.

Постановка задач дослідження та обговорення отриманих результатів проведені з науковим керівником к. т. н., доцентом Гурія І. М. та академіком НАН України, д. т. н., професором Лободою П. І.

Автор брала безпосередню участь у плануванні та проведенні експериментів, аналізі та обговоренні отриманих результатів. Результати експериментальних досліджень у вигляді опублікованих статей, тез доповідей та патенту на корисну модель оформлювалися та готувалися до друку за активної участі здобувача.

Апробація матеріалів дисертації. Основні наукові положення та результати роботи представлено та обговорено на наступних конференціях:

- Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8», Київ, 6-7 грудня 2018 р.;
- XI Міжнародна наукова конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019», Київ, 30-31 травня 2019 р.;
- Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 9», Київ, 18-19 грудня 2019 р.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, чотирьох розділів, висновків, списку використаних джерел та додатків. Загальний обсяг дисертації складає 140 сторінок, у тому числі 70 рисунків, 16 таблиць, список використаних джерел зі 109 найменувань та 6 додатків.

РОЗДІЛ 1. ШАРУВАТІ МЕТАЛЕВІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ ТИТАНУ ТА АЛЮМІНІЮ (аналітичний огляд)

1.1 Шаруваті метал-матричні композиційні матеріали

Металеві композиційні матеріали (МКМ) мають широкий спектр перспективних застосувань, попри значне поширення у промисловості на сьогодні. Це спричинено покращеними механічними та фізичними властивостями МКМ у порівнянні з відомими матеріалами. Композити можуть ефективно замінити дорогі сплави, що використовують як для конструкційних, так і для функціональних застосувань [1]. Окрім поліпшення технічних характеристик багатьох виробів, використання МКМ здатне забезпечити 20-30-% економію маси [2].

Серед МКМ важливе місце займають шаруваті КМ (або ламінати). Вони об'єднують у своїй структурі два або більше шарів різних матеріалів і дозволяють покращити фізичні та механічні властивості отриманого композиту.

Ідея створення шаруватих матеріалів не є новою – відомі способи виготовлення таких виробів ще за часів античності [24], однак активне розроблення та дослідження шаруватих матеріалів відбувається протягом декількох останніх десятиріч. Це пов'язано із вдалим поєднанням таких механічних та фізичних властивостей, як міцність, ударна в'язкість, тепло- та електропровідність, зносостійкість та корозійна стійкість, густина, а у деяких випадках – з певною економічністю за рахунок використання дешевих матеріалів поряд з більш дорогими [7, 20, 22, 24-25]. Окрім того, шаруваті композиційні матеріали, у останні роки, привертають увагу завдяки високій демпфуючій здатності, необхідній для легких транспортних засобів [22] та балістичній ефективності, яка є більшою у порівнянні з одношаровими матеріалами [26-27].

Незалежно від геометрії армуючого елементу та структури компонентів у КМ, його механічні властивості і механізм руйнування визначають співвідношенням трьох параметрів: 1) міцністю армуючого елементу, 2) міцністю і жорсткістю матриці, 3) міцністю зв'язку армуючий елемент –

матриця [2]. Збільшення кількості границь розподілу сприяє перешкоджанню розповсюдження тріщин, що позитивно впливає на поведінку шаруватих матеріалів під час руйнування. Тріщиностійкість шаруватих композитів зростає за рахунок 1 – відхилення тріщин від початкової траєкторії, 2 – затуплення тріщин на границях розподілу, 3 – закриття дефектів, 4 – перерозподілення напружень у вершинах тріщин [28].

Відомі шаруваті матеріали систем метал-метал (у тому числі метал-інтерметаліди), метал-кераміка, метал-полімери тощо [25-26].

Серед металевих систем відомі дослідження та використання комбінацій сталь/сталь, Al/сталь, Al/Cu, Al/Zn, Al/Ti, Al/Mg, Al/Al, Al/Ni, Al/Fe, Al/Nb, Cu/сталь, Cu/Nb, Cu/Cu, Ti/сталь, Ti/бронза, Ti/Cu, Ni/Fe, Ag/Cu, Ag/Fe та інші [7, 20, 22, 24-25, 29-30]. Шаруваті сталеві композити, наприклад, використовують для виготовлення великогабаритних труб, ємностей для роботи під тиском, гарматних стволів та високоміцних пальців гусениць у тракторах і танках, а шаруваті матеріали системи сталь/Al – для виготовлення великих кришок шатунних підшипників дизельних двигунів суден і потягів [24].

Шаруваті композиційні матеріали системи Ti/Al є одними з найбільш перспективних, оскільки привертають увагу завдяки комбінації низької густини, теплопровідності, зносостійкості, міцності, жорсткості, корозійній стійкості та певній економічній ефективності за рахунок заміни дорожчого матеріалу дешевшим. Таким чином, Ti/Al шаруваті матеріали мають широкі перспективи розвитку та застосування в нафтохімічній, автомобільній, аерокосмічній, оборонній та інших галузях [7-9, 20, 31-34].

На сьогодні шаруваті Ti/Al композиційні матеріали застосовують у машинобудуванні для виготовлення перехідних елементів для зварювання плавленням деталей з титанових та алюмінієвих сплавів [35], теплообмінної апаратури та електроенергетичних установок [5], теплообмінників [36], бронематеріалів [6], систем антиобмерзання літальних апаратів та трубчастих перехідників [4].

Шаруваті Ti/Al композити з інтерметалідними прошарками завдяки високим жароміцним властивостям застосовують у літальних апаратах, термічно напруженому обладнанні, корозійностійкій баковій апаратурі, важко навантажених вузлах енергетичних і кріогенних установок [37], пар тертя та гальмівних пристроїв для експлуатації в умовах агресивних середовищ [38] та є перспективними для різних частин балістичних систем особистого або транспортного захисту, балістичних щитів, перегородок або захисних панелей [8] та жарових труб кільцевих камер згоряння у газотурбінних двигунах [39]. У цих системах крихкість твердих інтерметалідів компенсується міцністю і пластичністю металів, збільшуючи в'язкість композиту [40].

1.2 Титан та алюміній: властивості, сплави, використання

Основними перевагами титану та його сплавів є висока корозійна та термостійкість, низька густина, висока питома міцність та границя текучості і біосумісність [41]. Алюміній, у свою чергу, здобув широкого поширення у промисловості завдяки своїй невисокій вартості, низькій густині, високій питомій міцності, пластичності, корозійній та морозостійкості [42]. Більш детально властивості металів та їх сплавів будуть розглянуті нижче.

1.2.1 Властивості титану та його сплавів

Титан існує у двох поліморфних модифікаціях: α -титан з гексагональною щільно упакованою ґраткою та β -титан з кубічною об'ємноцентрованою ґраткою. Поліморфне перетворення з α - у β -фазу відбувається за температур 882,5 °C. Густина α -титану за температури 25±2 °C складає 4,505 г/см³, за 870 °C – 4,35 г/см³, густина β -титану за температури 900 °C складає 4,32 г/см³.

Температура плавлення чистого титану – 1668 °C, температура кипіння – 3227 °C. Теплопровідність титану високої чистоти складає 22,064 Вт/(м·К) (за температури 20...25 °C).

Чистота титану значно впливає на значення його електроопору, які коливаються від $0,42 \cdot 10^{-6}$ до $0,78 \cdot 10^{-6}$ Ом·м. Титан є парамагнітним за температур, вищих -200 °С.

Титан володіє високою корозійною стійкістю на повітрі як за низьких, так і за підвищених температур. Під час нагрівання до 600 °С титан покривається окиснонітридною плівкою. Внаслідок подібності за структурою до металу плівка міцно тримається на поверхні та добре захищає його від подальшого руйнування, оскільки швидкість дифузії кисню через окисну плівку надзвичайно мала за низьких температур. Метал є стійким у воді, у тому числі морській, та в ґрунті з різним значенням рН. Окрім того, титан вигідно виділяється серед інших металів, оскільки навіть у тих випадках, коли він кородує, руйнування іде рівномірно по всій поверхні, а не точковими ділянками [43-44].

Навіть невелика кількість домішок у титані технічної чистоти значно впливає на його механічні властивості, збільшуючи міцність та зменшуючи пластичність – границя міцності збільшується до $529 \dots 627$ МПа за подовження на $25 \dots 30\%$ [43]. Кисень, азот та вуглець, які є звичайними для титану домішками, найбільшою мірою змінюють механічні властивості. Гідроген натомість погіршує деформівність внаслідок утворення пластинчатоподібних гідридів. Серед металевих домішок, які можуть утворювати з титаном тверді розчини, важливу роль відіграє залізо. Однак за вмісту $<0,5\%$ його вплив на механічні властивості слабший, ніж кисню та азоту. Малі кількості інших металевих домішок не мають суттєвого впливу на механічні властивості титану технічної чистоти [44].

Границя міцності титану високої чистоти складає $196 \dots 294$ МПа. З підвищенням температури значення падають – з 235 МПа за 20 °С до 137 МПа за 200 °С, натомість зі зменшенням температури нижче кімнатної – зростають. Відносне подовження δ , залежно від способу оброблення титану, становить від 40 до 82% , а відносне звуження ψ – від 60 до 89% . Твердість йодидного титану коливається залежно від чистоти металу та методу випробувань від $0,5$ до $0,88$ ГПа і вище [44].

У випадках, коли використання технічного титану є недоцільним з конструктивних або економічних причин, використовують титанові сплави. Порівняно з металом технічної чистоти, у якому міцність підвищується, у більшості своїй, за рахунок зміцнення α -твердого розчину елементом впровадження – киснем, титанові сплави містять як домішки елементи заміщення, які сприяють виділенню α -фази з β -твердого розчину і утворенню проміжних фаз, що додатково підвищують міцність поряд зі зміцненням твердого розчину. Перетворення $\beta/(\alpha+\beta)$, що відбувається завдяки β -стабілізуючим добавкам за більш низьких температур, ніж у нелегованого титану, викликає уповільнене виділення α -фази і утворення проміжних фаз.

Зазвичай титанові сплави класифікують за мікроструктурою, що утворюється після звичайних режимів деформування та термічного оброблення. Розрізняють три групи сплавів:

1. α -сплави на основі α -твердого розчину – леговані Al, Sn і Zr, а також невеликою кількістю β -стабілізаторів (0,5-2,5%), які утворюють α -тверді розчини і розширюють температурний інтервал перетворення титану. Сплави добре зварюються, мають високу межу повзучості та відмінні ливарні властивості, за певних кількостях легуючих елементів є термічно стабільними за довготривалого нагрівання.

2. $(\alpha+\beta)$ -сплави з різним співвідношенням α - та β -твердих розчинів – найбільш численна група промислових титанових сплавів. Містять домішки, які утворюють α - та/або β -тверді розчини і розширюють температурну область перетворення титану. Відрізняються більш високою технологічною пластичністю, ніж α -сплави, і в той же час, після термічного оброблення можуть мати високі показники міцності. Також, можуть мати високу жароміцність. Гірше зварюються у порівнянні з α -сплавами, тому потребують спеціального термічного оброблення після зварювання.

3. β -сплави на основі β -твердого розчину – містять домішки, що утворюють переважно β -тверді розчини. Мають найбільш високу технологічну пластичність, а після старіння набувають високої міцності. Добре зварюються,

але зварні з'єднання не можна піддавати термічному обробленню через їх окрихчування. Гранична робоча температура сягає приблизно 300 °C – за більш високих температур більшість сплавів групи стають крихкими.

Найбільш поширеними для виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів є титан технічної чистоти (марок VT1-0, Ti Gr. 1, Ti Gr. 2, TA1) [6-9, 20, 22, 29-32, 39, 45-55] та сплав Ti-6Al-4V (сплави марок VT6, TC4, Ti64, або Grade 5) [23, 56-63].

Марки титану технічної чистоти, такі як VT1-0, Ti Gr. 1, Ti Gr. 2, TA1, відносять до α -сплавів, які не є легованими. Їх міцнісні характеристики, завдяки невеликій кількості домішок, вищі у порівнянні з чистим титаном. Вони є найбільш пластичними та м'якими титановими сплавами, які піддаються як гарячій, так і холодній деформації. Сплави добре зварюються, а у результаті зварювання плавленням міцність і пластичність зварного з'єднання практично аналогічні основному металу. Титан технічної чистоти є корозійностійким у багатьох середовищах (морська вода, хлориди, луги, органічні кислоти тощо), окрім розчинів HF, H₂SO₄, HCl та деяких інших. Такі сплави широко застосовують як конструкційний матеріал для виробів з високою міцністю за достатніх пластичності та в'язкості у авіаційно-космічній та криогенній техніці, хімічному машинобудуванні, приладобудуванні та інструментальній промисловості.

Сплави системи Ti-6Al-4V (VT6 або марки-аналоги) відносять до легованих ($\alpha+\beta$)-сплавів, висока міцність яких може досягатися термічним обробленням. Поряд з високою міцністю ці сплави зберігають хорошу технологічну пластичність у гарячому стані. Сплави мають задовільну зварюваність, а для забезпечення необхідного рівня міцності та пластичності обов'язково проводять повний відпал. Міцність та пластичність зварного з'єднання є близькими до значень основного металу. Сплави системи Ti-6Al-4V мають високу корозійну стійкість у відпаленому та термічно зміцненому станах у окислювальному середовищі, морській воді, та багатьох інших агресивних середовищах, як і технічний титан. Сплави використовують для виготовлення

крупногабаритних зварних та збірних конструкцій літальних апаратів, балонів, що працюють під внутрішнім тиском у широкому інтервалі температур від 196 до 450 °С, та інших конструктивних елементів. Окрім того, завдяки високій міцності та низькій вазі сплави системи Ti-6Al-4V використовують для виготовлення бронезахисних елементів [64].

Також відоме використання сплаву BT20 для виготовлення шаруватих Ti/Al композитів [65]. Даний сплав системи Al-Mo-V-Zr, що за структурою відносять до псевдо- α -сплавів, має високі показники механічних властивостей, корозійної та жаростійкості, не має обмежень для зварювання. Сплав може працювати за температур до 500 °С та знаходить застосування у авіаційній промисловості [66].

1.2.2 Властивості алюмінію та його сплавів

Алюміній має кубічну гранецентровану кристалічну ґратку, яка є стійкою від -269 °С до точки плавлення. В алюмінії не має алотропних перетворень. Теоретична густина алюмінію, розрахована за параметрами кристалічної ґратки, складає 2698,72 кг/м³. Існує майже лінійна залежність між густиною алюмінію та його складом, що дозволяє досить точно визначати розрахункову густину сплавів [67].

Температура плавлення алюмінію є чутливою до чистоти металу і складає 660,3 °С для високочистого алюмінію (99,996 %). Температура кипіння складає 2494 °С.

Теплопровідність повністю відпаленого алюмінію високої чистоти (99,99 %) за температур більше -173 °С відносно не чутлива до ступеня чистоти, а за температур менше -173 °С є дуже чутливою до чистоти матеріалу, та зменшується зі збільшенням температури від 237 до 208 Вт/(м·К) за 24 та 660 °С відповідно.

Алюміній є парамагнітним. За температури 20 °С електроопір алюмінію високої чистоти (99,99%) складає $2,6548 \cdot 10^{-8}$ Ом·м.

Алюміній має високу хімічну активність, а енергія утворення його сполук з киснем, сіркою та вуглецем є досить великою. Висока корозійна стійкість алюмінію обумовлена утворенням тонкої ($2 \cdot 10^{-5}$ см) міцної плівки оксиду алюмінію Al_2O_3 . У результаті взаємодії з киснем повітря за звичайних умов метал покривається плівкою, яка захищає його від подальшого окислення. Однак наявність в алюмінію або навколишньому середовищі Hg, Na, Mg, Ca, Si, Cu та деяких інших елементів різко знижує міцність та захисні властивості оксидної плівки. Алюміній, зазвичай, є корозійностійким у водних розчинах з $pH=4,0-9,0$. Натомість у деяких хімікатах, а особливо у концентрованих кислотах та лугах, оксидна плівка на поверхні металу розчиняється [67-68].

Механічні властивості алюмінію значною мірою залежать від кількості домішок у ньому, його попереднього оброблення та температури. Зі збільшенням вмісту домішок міцнісні властивості алюмінію зростають, а пластичність зменшується. Дана залежність спостерігається навіть у результаті зміни чистоти металу від 99,5% до 99,0%.

Границя міцності за кімнатної температури підвищується від 45 МПа для алюмінію чистотою 99,99% до 70 МПа для алюмінію чистотою 99,6%. Відносне подовження за кімнатної температури складає 45% для алюмінію чистотою 99,5%, збільшуючись до 61% за чистоти 99,99% та 131% за 427 °С. Модуль пружності (або модуль Юнга) за кімнатної температури складає 71 ГПа для алюмінію чистотою 99,25% та 67 ГПа для алюмінію чистотою 99,98% [67].

Серед алюмінієвих сплавів спектр марок, які використовують для виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів дещо більший, однак найбільш поширеним залишається алюміній технічної чистоти (марки А7, 1050, 1060, АД0, АД1 тощо) [8-9, 20, 22-23, 31-32, 39, 46, 49, 50-52, 54, 60, 65]. Також, використовують сплави систем Al-Cu (марки 2519, LY12, 2A12) [55-57, 61-62], Al-Mn (марки 3003, Al-1Mn) [6, 30, 45], Al-Mg (марка АМг5М) [47-48], Al-Zn (марка 7050) [59] та Al-Si (марка ZL114A) [58].

Алюміній технічної чистоти (марки А7, 1050, 1060, АД0, АД1 тощо) має високу технологічну пластичність та не зміцнюється термічним обробленням.

Сплави зварюються та унаслідок високої в'язкості погано оброблюються різанням. Технічний алюміній та його зварні з'єднання мають високу корозійну стійкість. Їх використовують у хімічній та харчовій промисловостях, будівництві, авто- та вагонобудуванні, електротехніці та криогенній техніці.

Алюміній-мідні сплави (марки 2519, LY12, 2A12) у термозміцненому стані мають такі ж, а іноді й вищі механічні властивості у порівнянні з низьковуглецевими сталями. Такі сплави добре піддаються механічному обробленню, але мають низьку корозійну стійкість. Алюміній-мідні сплави додатково можуть легувати марганцем, кремнієм, залізом та магнієм, який особливо помітно підвищує межу міцності і текучості. Додавки кремнію до сплаву підвищують його здатність до штучного старіння, а заліза та нікелю – жароміцність сплавів. Алюміній-мідні сплави широко використовують у авіакосмічній та машинобудівній галузях [42]. Деякі з них (наприклад, марка 2519), завдяки низькій питомій густині, добрим балістичним властивостям, високій міцності та корозійній стійкості застосовують у військових транспортних засобах [69].

Алюміній-марганцеві сплави (марки 3003, Al-1Mn) мають високі показники міцності, пластичності, технологічності та корозійної стійкості, добре зварюються. Залізо та кремній, які є основними домішками у сплавах системи Al-Mn, зменшують розчинність марганцю в алюмінії. Сплави можуть додатково легувати титаном для отримання дрібнозернистої структури. Алюміній-марганцеві сплави широко використовують у хімічній та харчовій промисловостях, для виготовлення будівельного обладнання, теплообмінників у транспортних засобах та на електростанціях.

Алюміній-магнієві сплави (марка АМг5М) характеризуються поєднанням міцності, пластичності, зварюваності та корозійної стійкості і відрізняються високою втомною міцністю. Збільшення концентрації магнію на кожен відсоток вмісту підвищує межу міцності сплаву на ~ 30 МПа, а межу плинності – на ~ 20 МПа. При цьому, відносне подовження зменшується незначно і знаходиться у межах 30-35%. Для підвищення міцності сплави системи Al-Mg також легують

хромом, марганцем, титаном, кремнієм або ванадієм. Домішки міді та заліза є небажаними, оскільки вони знижують корозійну стійкість та зварюваність сплавів. Алюміній-магнієві сплави отримали широке розповсюдження у будівництві та конструюванні магістральних споруд, у тому числі мостів, резервуарів, що працюють під тиском, або у кріогенних умовах, та у морській промисловості, наприклад, для виготовлення морських бурових установок.

Алюміній-цинкові сплави (марка 7050), у більшості своїй, містять також домішки магнію та міді. Вони мають досить високу міцність та гарну оброблюваність. Істотним недоліком цих сплавів є вкрай низька корозійна стійкість під впливом механічної напруги, підвищення якої можна досягти шляхом легування міддю. Алюміній-цинкові сплави використовують у літакобудуванні, наприклад, для виготовлення великогабаритних конструкційних елементів літаків, автомобілебудуванні, бамперних елементів та бурових установок.

Алюміній-кремнієві сплави (марка ZL114A) мають більшу міцність та зносостійкість у порівнянні з технічним алюмінієм, однак поступаються сплавам з міддю, магнієм та марганцем. Сплави стійкі до корозії у вологій атмосфері та морській воді, у слабкокислому та лужному середовищах. Алюміній-кремнієві сплави широко використовують для виготовлення литих деталей авто-, мото- і авіабудування, побутової техніки [42].

1.3 Шаруваті Ti/Al композиційні матеріали

На сьогодні існує низка технологій та методів, які широко застосовують для виготовлення шаруватих КМ як типу «метал А - інтерметалід A_xB_y - метал В», так і типу «метал А - інтерметалід A_xB_y ». Всі відомі методи розділяють на твердофазні та рідкофазні. Для отримання нанорозмірних за товщиною шарів також застосовують методи хімічного та фізичного осадження з газової фази [28]. Незалежно від технології виготовлення КМ, принцип їх отримання заснований на дифузійній взаємодії металів у твердій фазі, або взаємодії

твердофазного металу з розплавом. Особливості технологій та отриманих за ними матеріалів, їх переваги та недоліки будуть розглянуті нижче.

1.3.1 Твердофазні технології виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

Твердофазні методи, які залишаються найбільш поширеними для виготовлення Ti/Al композиційних матеріалів, розділяють на імпульсні, статичні, та динамічні [70].

Зварювання вибухом [8, 32, 48, 54-56, 61-63], яке досить часто застосовують для виготовлення Ti/Al шаруватих композиційних матеріалів, відносять до імпульсних методів. Для отримання композиту збирають пакет з пластин титану та алюмінію, кількість та товщина яких може варіюватися, та проводять зварювання (рис. 1.1) [32, 54-56]. Відомі технології [56, 61], у яких між основними шарами титанового та алюмінієвого сплавів використовують додатковий шар алюмінію AA1050 у вигляді дифузійної пластини або покриття для процесу зварювання вибухом. Для потовщення інтерметалідного шару, зміни морфології границі розподілу або отримання кінцевої форми та товщини шаруватого композиту матеріал можуть піддавати відпалу [30, 52, 57, 61], прокатуванню [65] або проводити обидві технологічні операції [50-51].

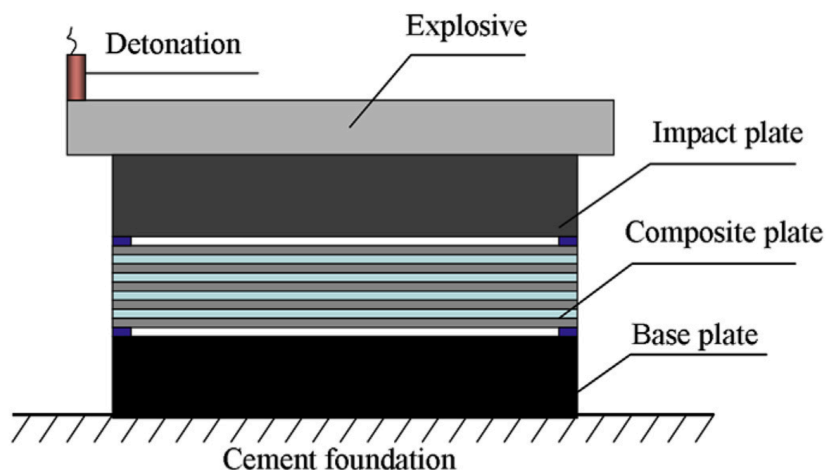


Рисунок 1.1 – Схематична ілюстрація процесу зварювання вибухом [55]

До твердофазних статичних методів відносять ультразвукове зварювання [6, 45], ротаційне зварювання тертям [60], та один з найпоширеніших способів виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів – спікання під тиском.

Для виготовлення шаруватих композитів спіканням по чергово вкладають шари титану та алюмінію у спеціальну форму та проводять іскро-плазмове спікання [46], гаряче пресування (рис. 1.2) [31, 71] або вакуумне гаряче пресування [20, 22, 33, 39, 53]. Після спікання отриманий матеріал можуть додатково піддавати прокатуванню [22] або прокатуванню та відпалу [31, 53, 71].

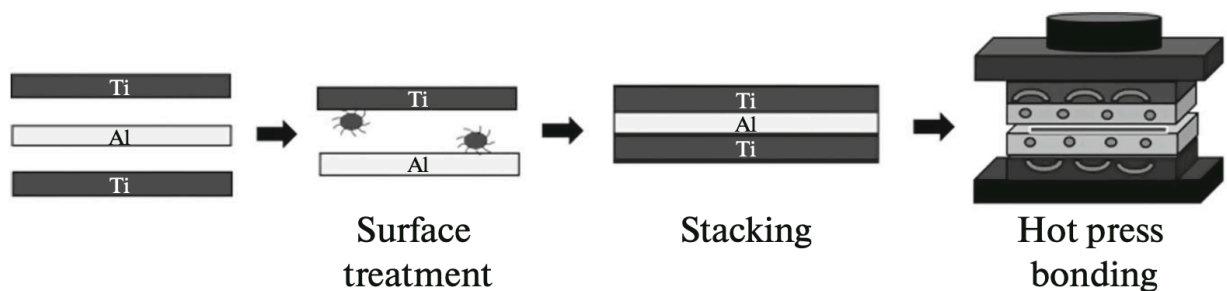


Рисунок 1.2 – Схематична ілюстрація процесу гарячого пресування [71]

Методи виготовлення шаруватих КМ, в яких пакети з по чергово складених металевих шарів титану та алюмінію піддають прокатуванню, відносять до твердофазних динамічних. Для створення Ti/Al шаруватих композитів застосовують прокатування за кімнатної температури та термічне оброблення за температури 650 °C [9], диференціальне температурне прокатування з індукційним нагріванням в захисній атмосфері аргону (рис. 1.3) [7], або прокатування та відпал у печі з соляною ванною [29].

Усі наведені вище методи є довготривалими, технологічно складними процесами. Окрім того, вони мають низку недоліків. Головними недоліками зварювання вибухом та прокатування вважають велику трудомісткість процесу, необхідність наявності спеціальних полігонів, складне обладнання, неможливість отримувати вироби складної геометричної форми без додаткового оброблення і як результат – високу вартість матеріалу [49].

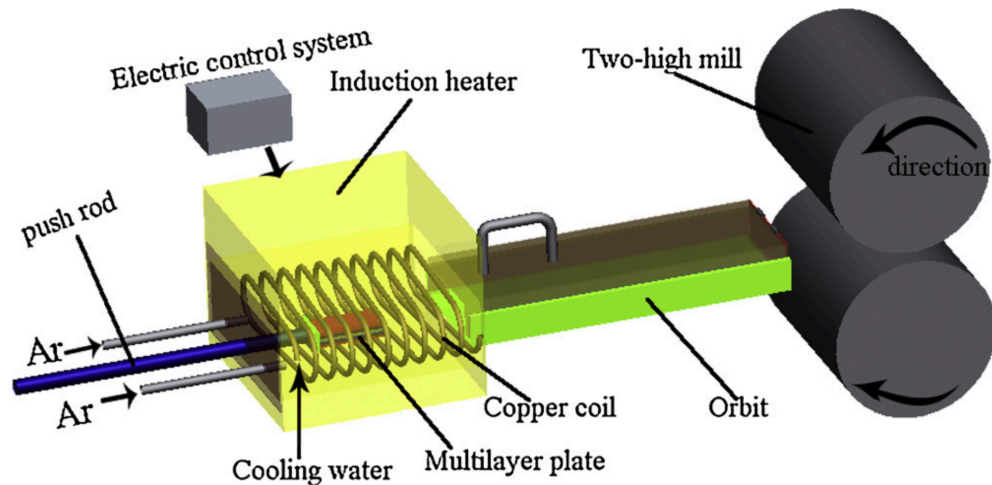


Рисунок 1.3 – Схематична ілюстрація процесу диференціального температурного прокатування з індукційним нагріванням [7]

Зварювання вибухом обмежене, у першу чергу, максимально простою конфігурацією (пластини, циліндри), оскільки неможливо зберегти постійну відстань між площинами, що з'єднують, і витримати критичний постійний кут між двома шарами, так як у результаті зміни конфігурації даний кут змінюється. У зв'язку з цим спочатку виготовляють пластини, а потім подальшою вторинною обробкою надають їм необхідні форми, що ускладнює процес отримання готового виробу [72]. Окрім того, з'єднання поверхонь за рахунок вибухової енергії призводить до серйозних опіків поверхні, великих тріщин (large area fractures) та сильних деформацій вигину (violent bending deformation) [20].

Виготовлення КМ методами прокатування також має низку недоліків. Гаряче прокатування залишається складним і дорогим, оскільки виконується ізотермічно з подальшим прокатуванням пакетів для зменшення опору деформації та підтримання напружено-деформованого стану [20-21].

Напружений стан у шаруватих матеріалах, що виготовляють методами акумулятивного та асиметричного акумулятивного прокатування за кімнатної температури, є складним, і локалізація напружень між шарами може призвести до серйозних звужень деформації [22]. Під час з'єднання двох різнорідних металів виникає внутрішня напруга внаслідок різниці в коефіцієнтах лінійного розширення, які можуть привести до небажаної деформації композиційного матеріалу. Окрім того, вартість з'єднання прокатуванням деяких матеріалів

залишається високою. Так, висока вартість виготовлення бронекompозиту з різною твердістю сталевих шарів була основною перешкодою до більш широкого використання цього матеріалу [72].

1.3.2 Рідкофазні технології виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

Рідкофазні методи, до яких відносять просочення, мікролиття та лиття зі вставками, у порівнянні з твердофазними, дозволяють уникнути згаданих вище недоліків та знизити собівартість і енергозатратність виробництва шаруватих композитів. Незважаючи на їх переваги, методи залишаються не поширеними.

У роботі [49] для дослідження процесів рідкофазного формування шаруватого композиційного матеріалу, а саме повноти (сили) змочування та міцності зчеплення, використовували титан марки BT1-0 та технічній алюміній А7. Температуру розплаву регулювали від 670 до 950 °С. Титанові пластини розмірами 40×40 мм з наважкою алюмінію об'ємом 64 мм² та флюсом системи KF-AlF₃ розміщували у вертикальній муфельній печі та витримували протягом 120, 300 та 600 с.

За технологією мікролиття [58] можливо виготовляти алюміній-матричний композит, армований як титановими пластинами, так і кульками, стрижнями, та ґратчастими конструкціями. Для отримання шаруватих композитів за даним методом (рис. 1.4) відполіровані пластини титану змочували алюмінієм за 800 °С у вакуумному середовищі та розміщували у форму, яка підігрівалася під час заливання алюмінієвого розплаву. Залитий алюмінієвим сплавом каркас із титанового сплаву Ti-6Al-4V витримували у вакуумному середовищі за 800 °С протягом 2 годин. Охолодження до кімнатної температури проходило у потоці аргону. Операція змочування алюмінієвим порошком титанового каркасу є необхідною для гарантування проливання розплаву у нього. На відміну від традиційних технологій лиття, мікролиття працює за принципом адсорбції рідини на твердому тілі і, таким чином, дає можливість лити у невеликий (субміліметровий) простір та виготовляти компоненти зі складними структурами.

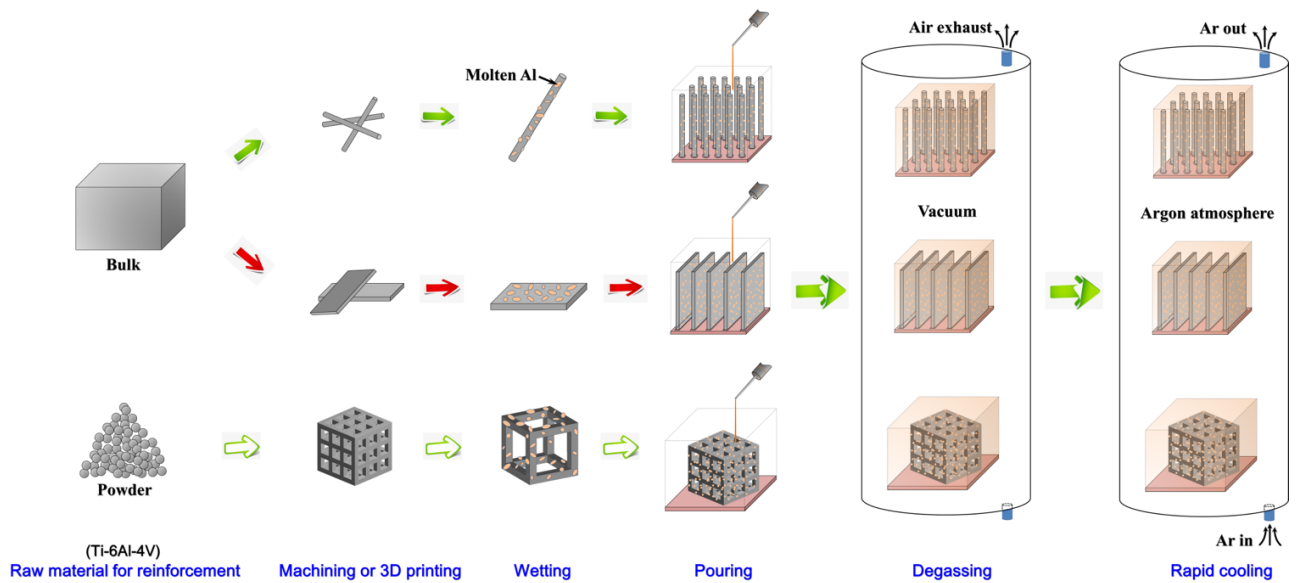


Рисунок 1.4 – Схематична ілюстрація процесу мікролиття [58]

У низці робіт [23, 59, 73] аналізують металургійний зв'язок між титаном та алюмінієм у матеріалі, отриманому методом лиття зі вставками. Титанові вставки витримували протягом різного часу у розплаві алюмінію з температурою, яка знаходилася у діапазоні від 720 до 770 °C, та поступово охолоджували до кімнатної температури (рис. 1.5). На відміну від попередньої технології мікролиття, у даних роботах досліджують взаємодію циліндричних вставок, хоча ці методики є придатним і для використання вставок інших форм.

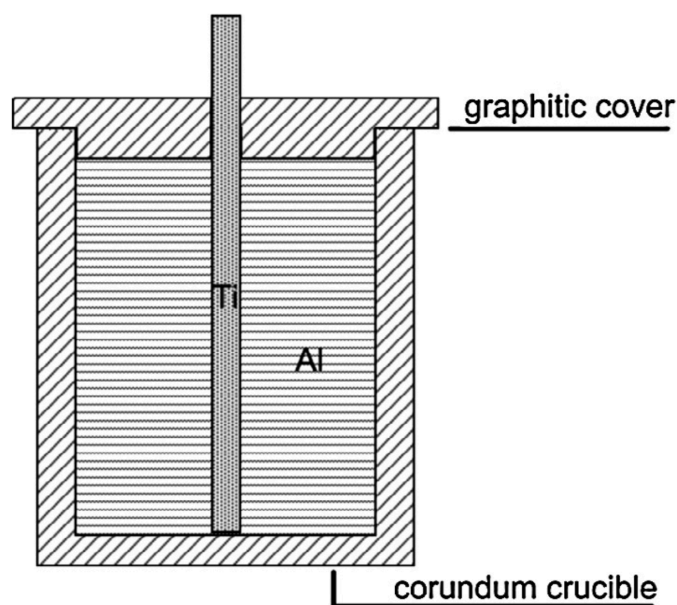


Рисунок 1.5 – Схематична ілюстрація процесу лиття зі вставками [73]

1.3.3 Структура та механічні властивості шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

Всі розглянуті вище технології виготовлення Ti/Al шаруватих композиційних матеріалів передбачають утворення нероз'ємного з'єднання між металами – проходження дифузійних процесів, у результаті яких відбувається утворення інтерметалідів. Товщину інтерметалідного шару можна регулювати залежно від області застосування матеріалу та необхідних властивостей. Інтерметалідні сполуки можна генерувати цілеспрямовано, або навпаки – уникнути їх зростання, залежно від області застосування матеріалу та властивостей, які бажають у ньому отримати.

Для шаруватих Ti/Al композитів, виготовлених зварюванням вибухом можливо отримати три типи границі розподілу: хвилясту, яка є найбільш характерною, плоску та завихрену [55]. Чим ближче границя розподілу знаходиться до детонатора – тим більш хвилястим він є, і навпаки чим далі – тим він рівніший (рис. 1.6) [8, 32, 52, 54-55, 63]. Амплітуда хвилі границі розподілу лінійно залежить від втрат кінетичної енергії внаслідок зіткнення пластин у ході зварювання [32]. У зоні взаємодії можливе утворення завихрень (рис. 1.7) [32, 52, 54], які виникають у результаті оплавлення металу, його перемішування та швидкої кристалізації, що також спричинено втратами кінетичної енергії [30].

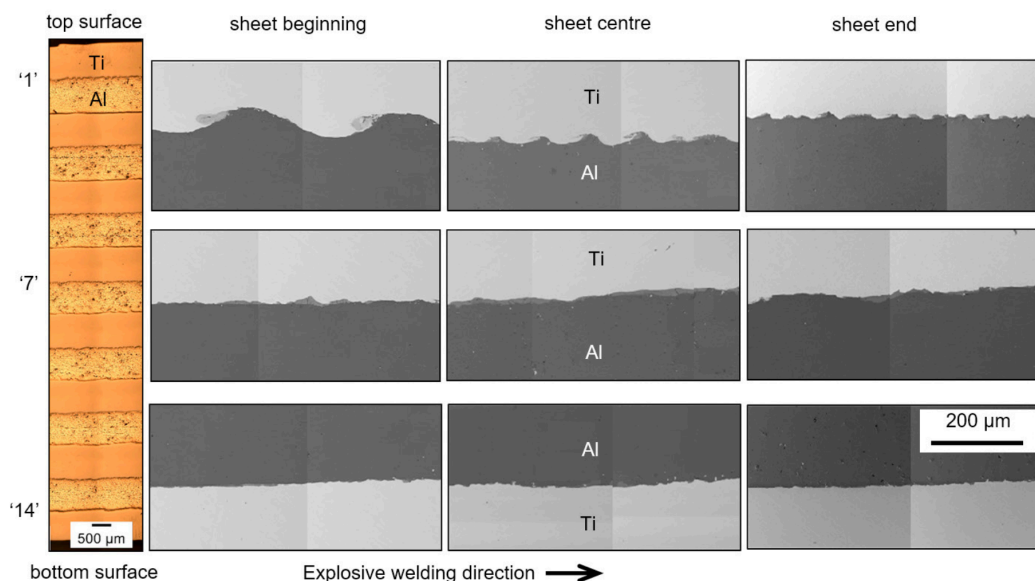


Рисунок 1.6 – Морфологія границі розподілу шаруватого Ti/Al композиту [32]

Зазвичай, після зварювання вибухом на границі розподілу інтерметалідні сполуки не утворюються [55, 63], однак у невеликих кількостях можливе утворення як виключно фази TiAl_3 [54], так і фаз Ti_3Al , TiAl , TiAl_2 , TiAl_3 [8].

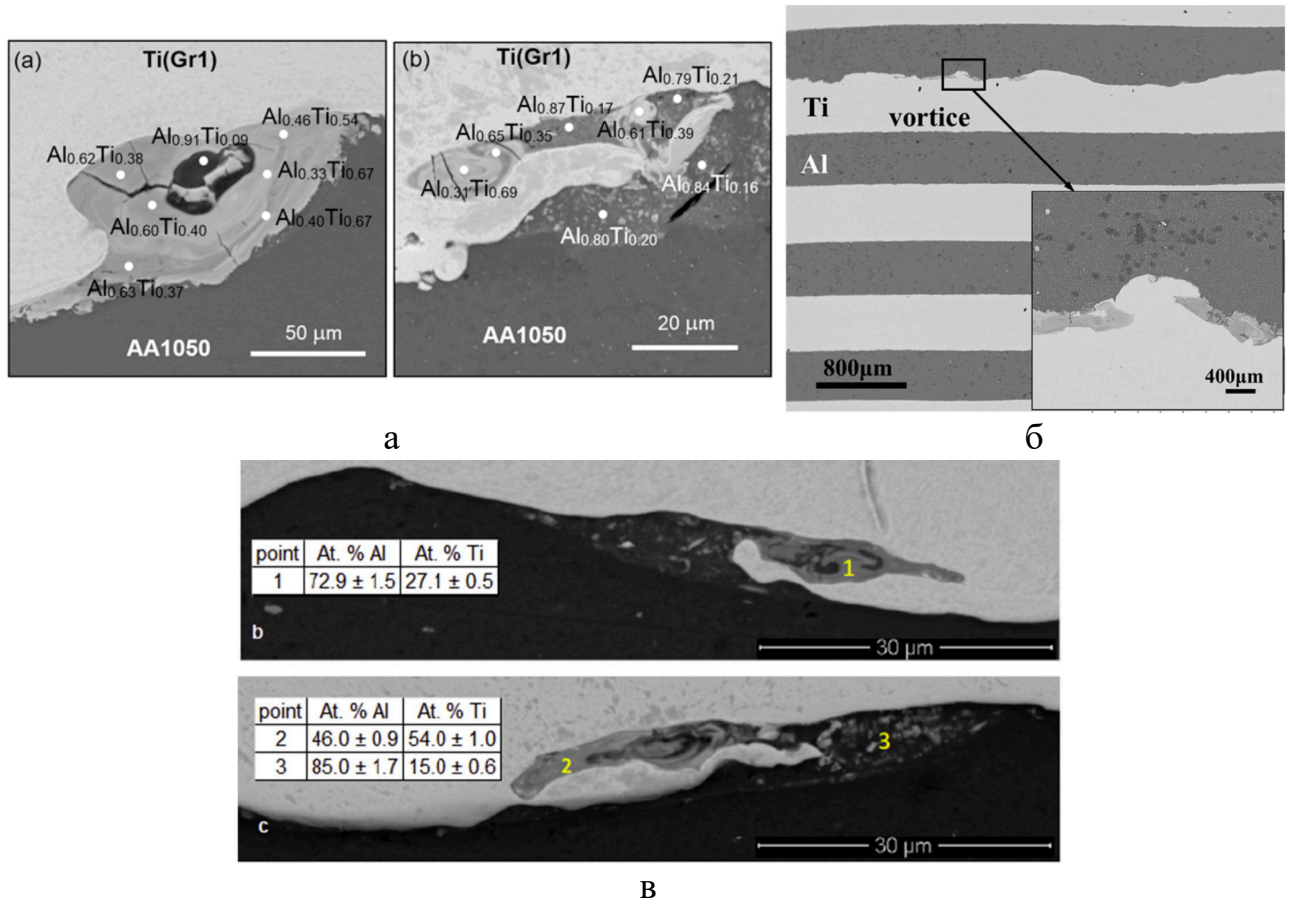


Рисунок 1.7 – Зображення мікроструктури завихрень у композитах, виготовлених зварюванням вибухом [32, 52, 54]

У роботі [52] на встановили утворення трьох фаз TiAl_3 , TiAl та Ti_3Al у зоні взаємодії (рис. 1.7, в). Хімічний склад, у більшості випадків, відповідав двофазному полю на діаграмі стану, наприклад: TiAl_3+Al , $\text{TiAl}_3+\text{TiAl}_2$, $\text{TiAl}+\text{TiAl}_2$, $\text{Ti}_3\text{Al}+\text{TiAl}$. За допомогою синхротронного випромінювання було виявлено ще одну додаткову фазу – TiAl_2 . Низька інтенсивність рефлексів вказувала на незначну об'ємну частку інтерметалідних фаз. Подальший відпал за 550 $^{\circ}\text{C}$ протягом 0,5 та 1 год значно не вплинув на зону взаємодії між титаном та алюмінієм і кількість інтерметалідних сполук. Натомість збільшення часу відпалу до 1,5 год призвело до утворення перехідного шару з неоднорідною

середньою шириною приблизно 0,3 мкм уздовж усього з'єднання (рис. 1.8, а). Енерго-дисперсійний аналіз підтвердив наявність фази TiAl_3 , що оточувала фази TiAl , $\text{TiAl}+\text{TiAl}_2$ або $\text{TiAl}_2+\text{TiAl}_3$. Подальше збільшення часу відпалу до 100 год призвело до потовщення інтерметалідного шару до 9,7 мкм, істотно не вплинувши на мікроструктуру (рис. 1.8, б).

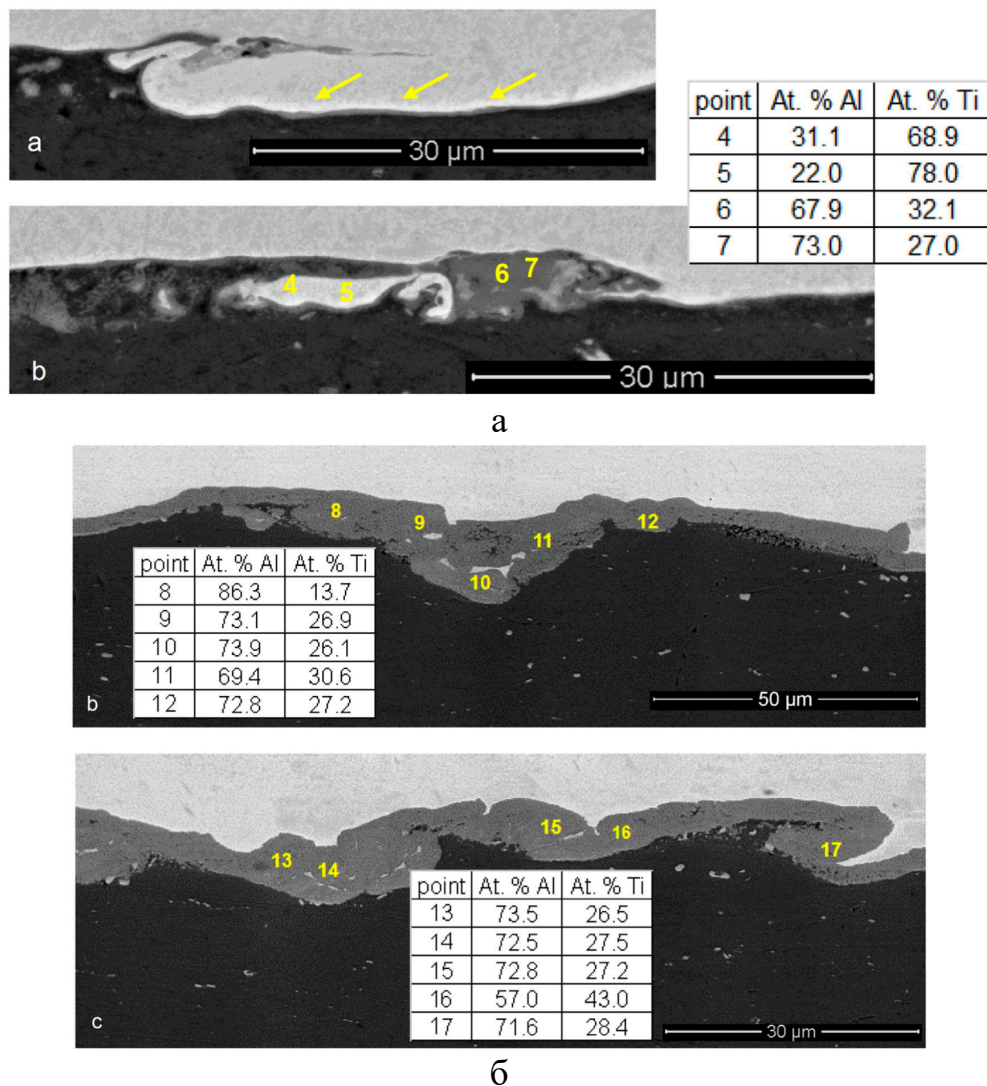


Рисунок 1.8 – Зображення мікроструктури зони взаємодії у композиті, виготовленому зварюванням вибухом після відпалу за 550 °C протягом 1,5 год (а) та 100 год (б) [52]

Мікротвердість складових збільшується у порівнянні з вихідними матеріалами [32, 63], а профіль мікротвердості титанового шару має U-подібний характер з мінімальними значеннями у його середині, що можна пояснити

слабшим впливом енергії удару у цій зоні [32]. Випробування на згин показують, що у зоні взаємодії не утворюються відколи, тріщини та розшарування [8, 55, 63], а середня міцність на згин досягає 235 ± 4 МПа [8].

Міцність на розтяг шаруватого композиту, де вихідними матеріалами були сплави 2A12 та TA2, складала 424 МПа, а руйнування мали пластичний характер [55]. Міцність зчеплення матеріалу складає 237-246 МПа, а розривання композиту відбувалося по алюмінієвій частині [63]. Автори [32] визначали ударну в'язкість багатошарового Ti/Al матеріалу за -196, 20 та 200 °С. У результаті випробувань руйнувалися лише дві зовнішні зони взаємодії. За температур -196 та 20 °С спостерігали відшаровування кількох границь розподілу у середині матеріалу, натомість за 200 °С зразок не розшаровувався та не мав ознак утворення макротріщин. Руйнування зовнішніх шарів Al і Ti та розшарування внутрішніх зон взаємодії запобігає поширенню основної тріщини по всьому перетину.

У результаті виготовлення шаруватого Ti/Al композиту шляхом прокатування з індукційним нагріванням в захисній атмосфері аргону [7] зі ступенем обтискання до 17,5 % (рис. 1.9, а) спостерігають відносно пряму границю розподілу та задовільний міжфазний зв'язок. У титановому шарі на границі розподілу утворюються тріщини, які заповнювалися алюмінієм у результаті прокатування. Збільшення ступеня обтискання призводило до того, що границя розподілу ставала хвилястою за рахунок збільшення пластичної деформації, а кількість тріщин у титані збільшувалася (рис. 1.9, б, в). Утворення алюмінідів титану у зоні взаємодії не спостерігалось. Зі збільшенням ступеня обтискання границя міцності на розтяг і границя текучості шаруватих композитів, виготовлених прокатуванням [7], поступово збільшувалися, досягнувши 295 МПа за ступеня обтискання 50,5 %, тоді як подовження при розтягуванні зменшувалося. Міцність зчеплення зростала зі збільшенням ступеня обтискання і досягала максимального значення у 122 МПа за ступеня обтискання 50,5 %.

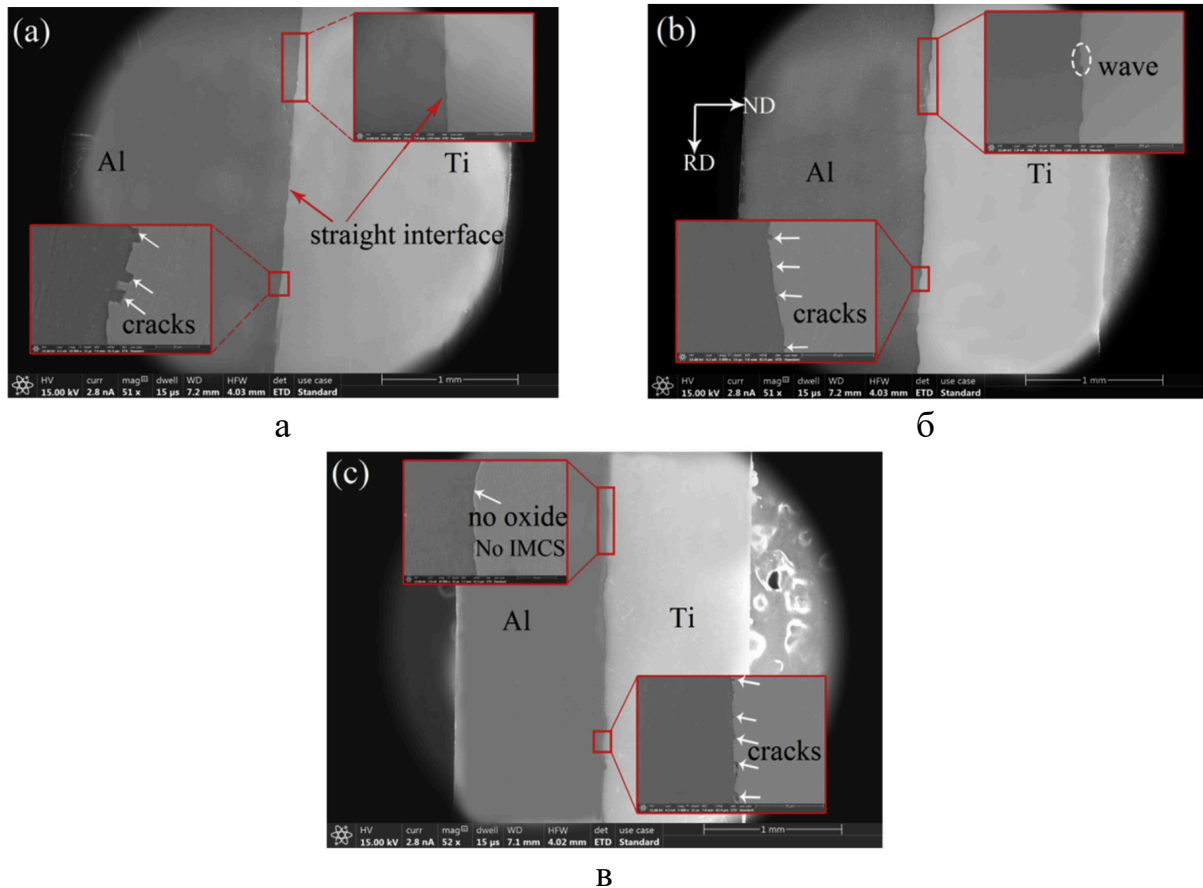


Рисунок 1.9 – Зона взаємодії композитів з різним ступенем обтискання: 17,5 % (а), 30 % (б), 50,5 % (в) [7]

У композиті [29], вихідними матеріалами для виготовлення якого був технічно чистий титан та алюмінієвий сплав Al-6%Cu-0,5%Mg-0,4%Ag, виготовленому холодним прокатуванням з подальшим відпалом протягом 18 год, утворився перехідний шар, який складається виключно з фази $TiAl_3$ (рис. 1.10). Міцність зчеплення сягає 40 МПа, а міцність на розтяг відповідає правилу сумішей.

У результаті виготовлення шаруватих Ti/Al композитів шляхом вакуумного гарячого пресування за 500 та 550 °C [20, 33, 39] зона взаємодії не має тріщин та мікропорожнин (рис. 1.11, а, б). Утворення інтерметалідних фаз не спостерігається, а розподіл алюмінію поступово зменшується зі сторони алюмінію у бік титану, що вказує на утворення металургійного зв'язку у зоні взаємодії. Збільшення температури до 600 °C у роботі [33] призводить до утворення тріщин та

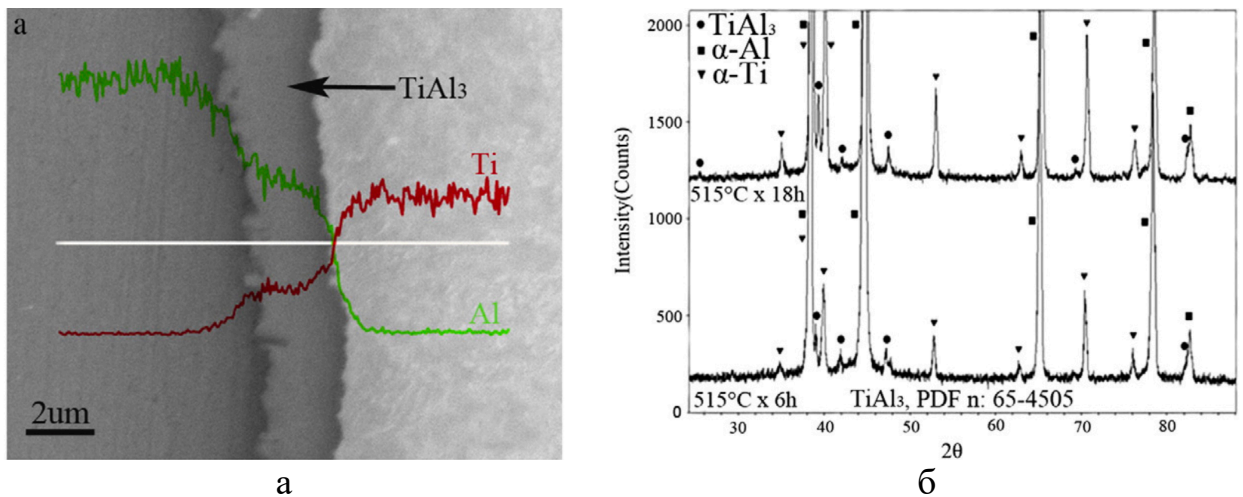
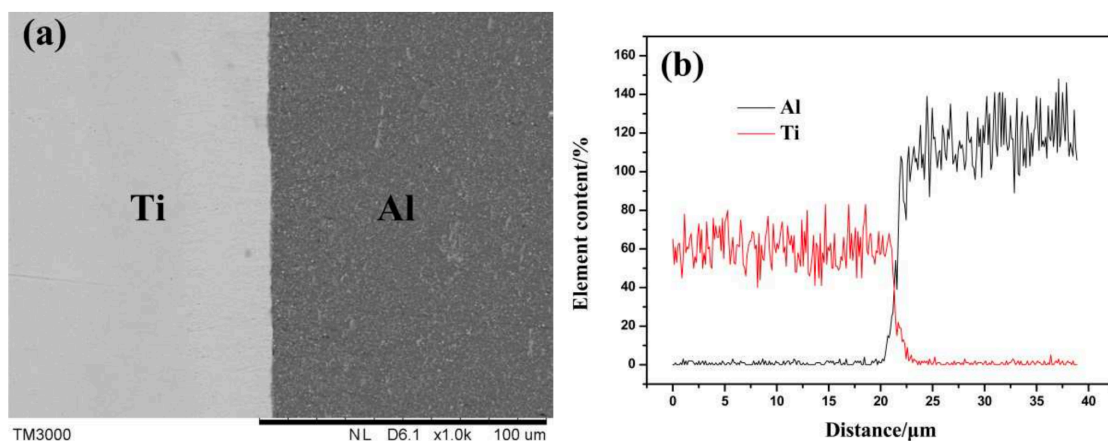


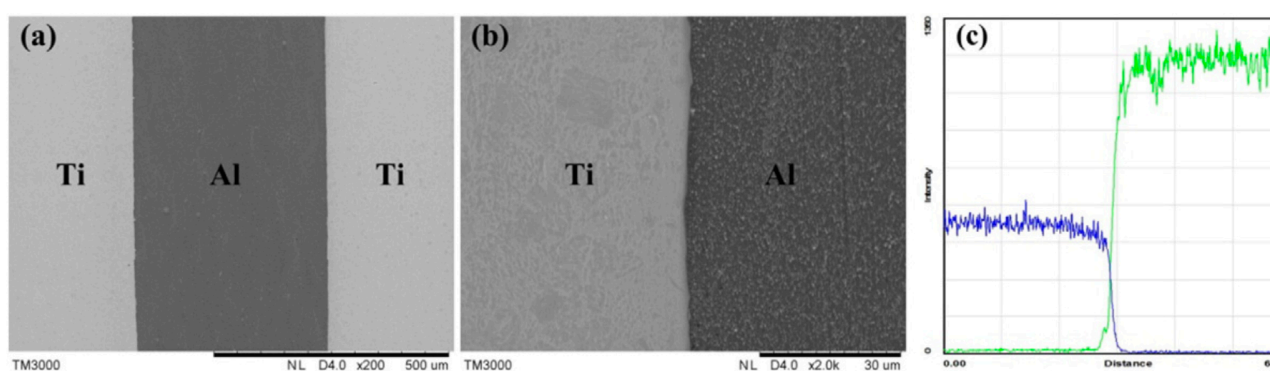
Рисунок 1.10 – Зображення лінійного сканування поперечного перерізу зони взаємодії зразка, відпаленого за 515 °C протягом 18 год (а), рентгенограми реакційної зони композиту (б) [29]

мікропорожнин у зоні взаємодії, потовщення дифузійного шару до 17 мкм (у порівнянні з 3 та 4 мкм для 500 та 550 °C відповідно) та утворення сполуки Al_3Ti (рис. 1.11, в). Максимальні показники міцності на розтяг та подовження мають композити, виготовлені за 550 °C – приблизно 224 МПа та 35 % відповідно [20, 33]. Після руйнування спостерігаються розшарування між металами, які не розповсюджуються по всій зоні взаємодії. Поверхня зламу вказує на пластичну поведінку матеріалу під час розтягу. За результатами випробувань на згин виявлено, що мікротріщини з'являлися у зоні взаємодії у результаті досягнення кута вигину 120°, однак зразок не зруйнувався навіть у результаті досягнення 180° [33].

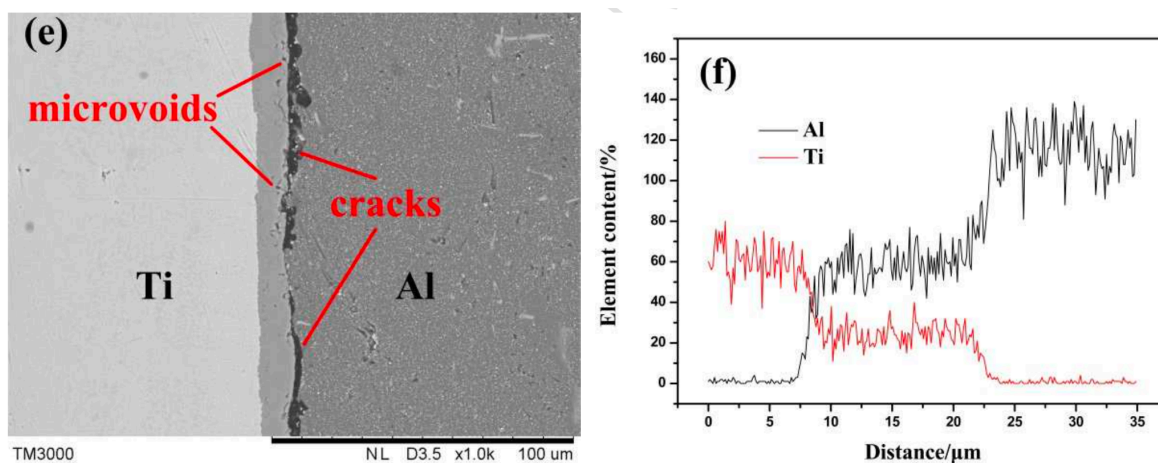
У результаті гарячого пресування за 550 °C протягом 1 год автори [31] не спостерігали утворення інтерметалідних сполук на границі розподілу, що може бути пов'язаним із часом затримки. Подальше прокатування та відпал матеріалу за 600, 650 та 700 °C протягом 4 год призвели до утворення інтерметалідного шару у зоні взаємодії товщиною 5,9, 16 та 72 мкм відповідно (рис. 1.12), єдина фаза що ідентифікується – TiAl_3 . Міцність на розтяг композиту після гарячого пресування складала 310 МПа. Максимального значення міцності у 495 МПа досягнули у результаті прокатування та відпалу за температури 650 °C. Подальше збільшення температури відпалу до 700 °C призводить до зниження міцності до 425 МПа, що спричинено високою об'ємною часткою інтерметалідних сполук у матеріалі та їх крихкою природою [31].



a



б



в

Рисунок 1.11 – Зона взаємодії та розподіл елементів у Ti/Al композитах, виготовлених вакуумним гарячим пресуванням за 500 °C (а), 550 °C (б) та 600 °C (в) протягом 4 годин [20, 33, 39]

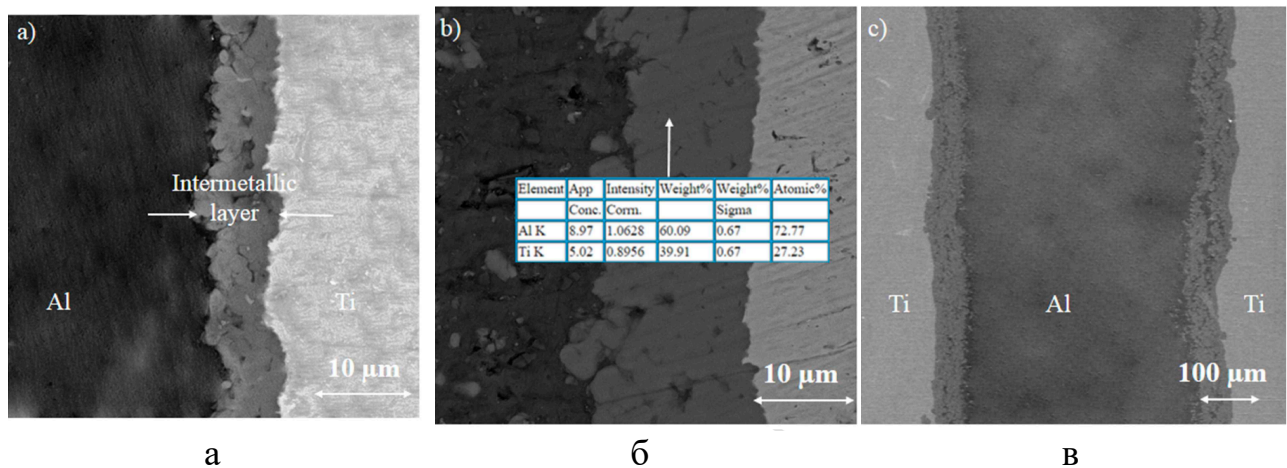


Рисунок 1.12 – Зона взаємодії Ti/Al композиту, відпаленого за 600 °C (а), 650 °C (б) та 700 °C (в) протягом 4 годин [31]

У багатошаровому Ti/Al матеріалі, виготовленому іскро-плазмовим спіканням за температури 450 °C протягом 10 хв під тиском 50 МПа [60], відсутні будь-які інтерметаліди, що підтверджено рентгеноструктурним аналізом. Подальший відпал зразків за температури 900 °C протягом 30 хв призводить до утворення суцільного інтерметалідного шару товщиною 40 мкм (рис. 1.13), що містить фази Ti, Ti₃Al, TiAl, TiAl₂ та TiAl₃. Середня товщина титанових шарів, що залишилися, складає приблизно 28 мкм (рис. 1.13).

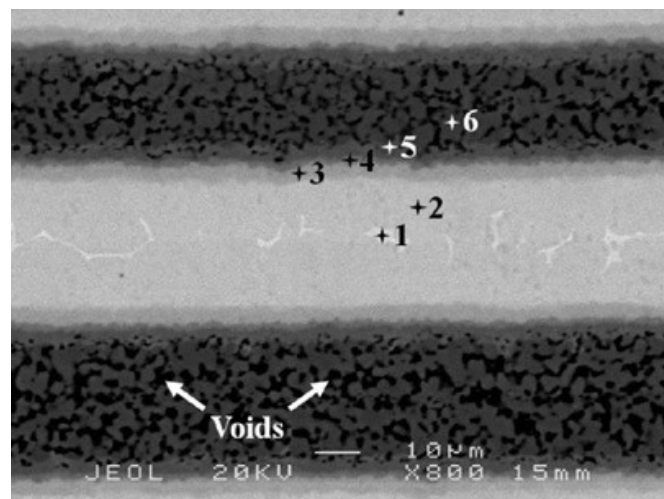


Рисунок 1.13 – СЕМ-зображення Ti/Al багатошарового зразку, обробленого за температури 900 °C протягом 30 хв [21]

У результаті спікання за температури 950 °С, окрім титанового шару, що залишився, товщиною приблизно 20 мкм, утворилися інтерметалідні шари: фази TiAl_3 товщиною приблизно 12 мкм та фаз Ti_3Al , TiAl , $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$, TiAl_2 товщиною приблизно 10 мкм (рис. 1.14, а). Спікання композиту за температури 1050 °С призводить до утворення лише двох фаз: Ti_3Al (товщиною ≈ 30 мкм) та TiAl (товщиною ≈ 18 мкм) (рис. 1.14, б). У результаті спікання за температури 1200 °С протягом 10 хв отримали майже однорідну мікроструктуру з переважною фазою Ti_3Al (рис. 1.14, в, г) та невеликою кількістю Ti_3Al та TiAl . Залишків вихідного чистого титану виявлено не було.

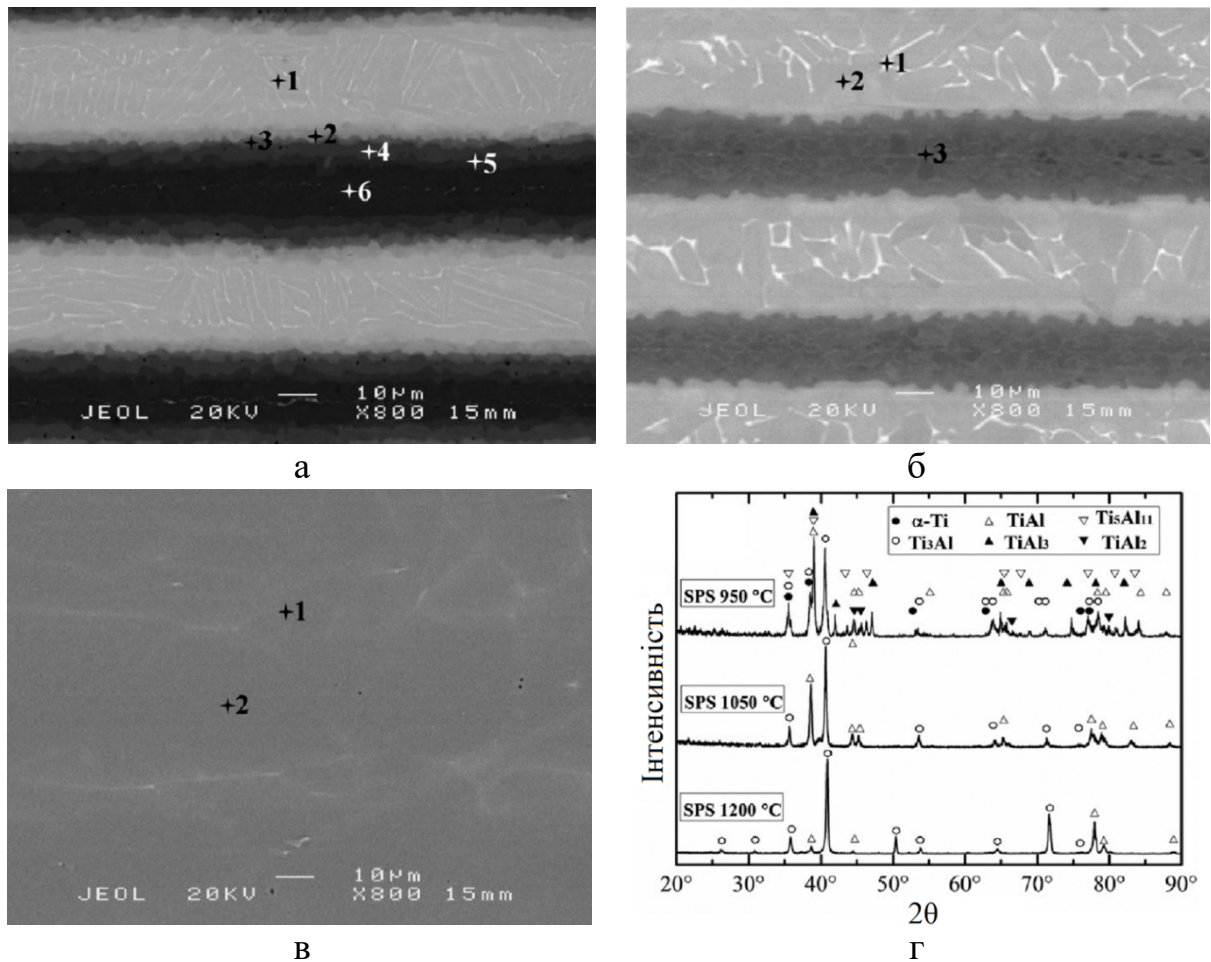


Рисунок 1.14 – Ti/Al багат шарові зразки, виготовлені іскро-плазмовим спіканням під тиском 50 МПа протягом 10 хв за 950 °С (а), 1050 °С (б), 1200 °С (в), та дифрактограми для зразків, спечених за різних температур спікання (г) [21]

Міцність на згин шаруватого композиту, отриманого за температури 950 °С, складає 1400 МПа, а збільшення температури спікання до 1050 та 1200 °С призводить до зниження міцності до 446 та 389 МПа відповідно. На думку авторів дослідження [21], це спричинено інтерметалідною структурою даних композитів, які показують крихкий характер руйнувань.

Авторами [49] досліджувався процес рідкофазного формування шаруватого Ti/Al композиту. Було встановлено, що за температури взаємодії 700-750 °С у зоні взаємодії утворюється перехідний двофазний шар (рис. 1.15), де алюмінієва фаза містить до 0,5% титану, а титанова – 37% титану, та відповідно до діаграми стану є інтерметалідною сполукою $TiAl_3$. Кількість інтерметалідної фази в цій області збільшується з підвищенням температури взаємодії. У результаті збільшення температури взаємодії >800 °С перехідний шар на основі інтерметалідної сполуки $TiAl_3$ стає суцільним. В інтервалі температур 800-950 °С товщина перехідного шару складає 1,5-5 мкм. Міцність зчеплення титану з алюмінієм збільшується зі збільшенням температури алюмінієвого розплаву.

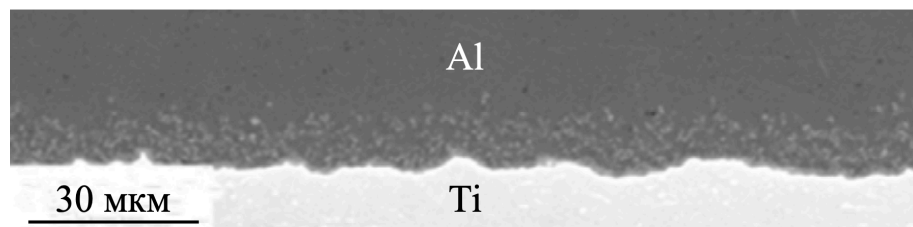


Рисунок 1.15 – Мікроструктура перехідної зони шаруватого Ti/Al композиту за температури формування 700 °С [49]

У роботі [58] як вихідні матеріали використовували сплави ZL114A та TC4. Єдиною інтерметалідною фазою, що утворилася у зоні взаємодії, також була фаза Al_3Ti , незважаючи на використання сплавів, а не технічно чистих металів. Утворений перехідний шар був щільним та бездефектним (рис. 1.16). Отримані шаруваті композити демонструють найвищі показники міцності серед досліджених у роботі матеріалів, напруження при стисканні сягають приблизно 750 МПа.

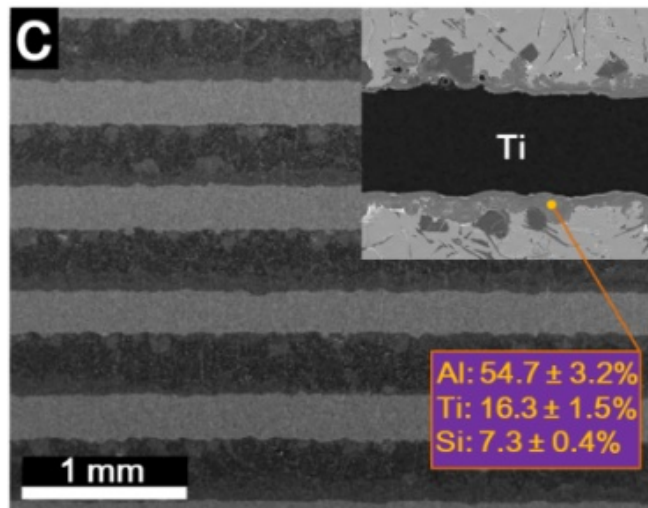


Рисунок 1.16 – Мікроструктура Ti/Al композиційного матеріалу, армованого пластинами [58]

За умови взаємодії твердого титану з рідким алюмінієм у зоні взаємодії металів утворюється реакційно-дифузійний шар, який автори [23] розділяють на два підшари: зернистий (зі сторони алюмінію) і компактний (зі сторони титану). Збільшення температури розплаву від 720 до 760 °C та часу взаємодії від 10 до 60 хв призводить до потовщення перехідного шару від 8 мкм (720 °C, 10 хв) до 490 мкм (760 °C, 60 хв). Зі збільшенням температури та часу збільшується товщина зернистого підшару, натомість компактний підшар залишається незмінним. За результатами рентгенографії, перехідний шар в основному складається з фази інтерметаліду Al_3Ti . Міцність зсуву на поверхні розділу залежить від температури та часу оброблення: для температур 720 та 740 °C збільшення часу витримування призводить до збільшення міцності, натомість за 760 °C міцність зразка, витриманого у розплаві протягом 1 год, має мінімальне значення.

1.4 Багатокомпонентні шаруваті Ti/Al композиційні матеріали

В останні роки спостерігається збільшення досліджень багатокомпонентних композитів. Так, додаткове армування шаруватих композитів системи Ti/Al

волокнами Mo [10, 74-75], Al_2O_3 [11, 76], NiTi [12, 77], SiC_f [13, 78] та C_f [79] позитивно впливає на поведінку матеріалів під час руйнування, збільшуючи їх міцність.

Одним з таких армуючих елементів можуть бути бориди титану – керамічні матеріали з надвисокою твердістю, високою температурою плавлення, питомою міцністю, зносостійкістю, тепло- та електропровідністю [18]. Бориди титану найчастіше використовують для армування титану та алюмінію, оскільки вони є термодинамічно стабільними у обох металах. Волокна TiB_n мають міцний зв'язок з титановою матрицею та подібні коефіцієнти теплового розширення, а в алюмінії бориди діють як зародкоутворювач, що призводить до подрібнення зерна [19, 80].

Відома обмежена кількість робіт, де автори досліджували багатокомпонентні композити системи Ti/TiB_n/Al та взаємодію алюмінію, титану та боридів титану для отримання шаруватих матеріалів TiB-Ti₃Al [14], TiB-TiAl [15], TiB₂-TiAl [16-17]. Для отримання композиту, що досліджували у роботах [14-15], виготовляли фольгу TiB-Ti (2 об. % TiB) товщиною 220 мкм та по чергово складали з алюмінієвою фольгою товщиною 200 мкм у пакет. Отримані пакети відпалювали у вакуумній печі за температури 500 °C та тиску 25 МПа протягом 20 хв для з'єднання вихідних матеріалів, після чого проводили реакційний відпал за температури 1200 °C без тиску протягом 10 хв для повного поглинання алюмінієвої фольги. У подальшому композит витримували під тиском 25 МПа протягом 60 хв за тієї ж температури та охолоджували його разом з піччю [14]. У роботі [15] першочергове гаряче пресування проводили протягом 60 хв, після чого проводили чотирьохетапне оброблення: реакційний відпал у вакуумі за температури 1200 °C протягом 30 хв (отримання шаруватого матеріалу (TiB/Ti)-TiAl₃); ущільнення у вакуумі за 1300 °C та тиску 40 МПа протягом 2 год (усунення пустот Кіркендала); вторинний реакційний відпал за температури 1300 °C протягом 12 год (отримання шаруватого матеріалу Ti₃Al-TiAl); остаточне термооброблення за температури 1350 °C протягом 10 хв (отримання мікроламінованого композиту TiB/TiAl, товщиною 2,1-2,3 мм).

Отриманий композит $\text{TiB-Ti}_3\text{Al}$ (рис. 1.17, а) мав дрібніше зерно порівняно з литим Ti_3Al , а границя міцності на розтяг за $600\text{ }^\circ\text{C}$ досягала свого максимального значення у 519 МПа [14]. Для композита TiB-TiAl (рис. 1.17, б) міцність на розтяг збільшувалася від приблизно 220 МПа за $25\text{ }^\circ\text{C}$ до 342 МПа за $750\text{ }^\circ\text{C}$ [15].

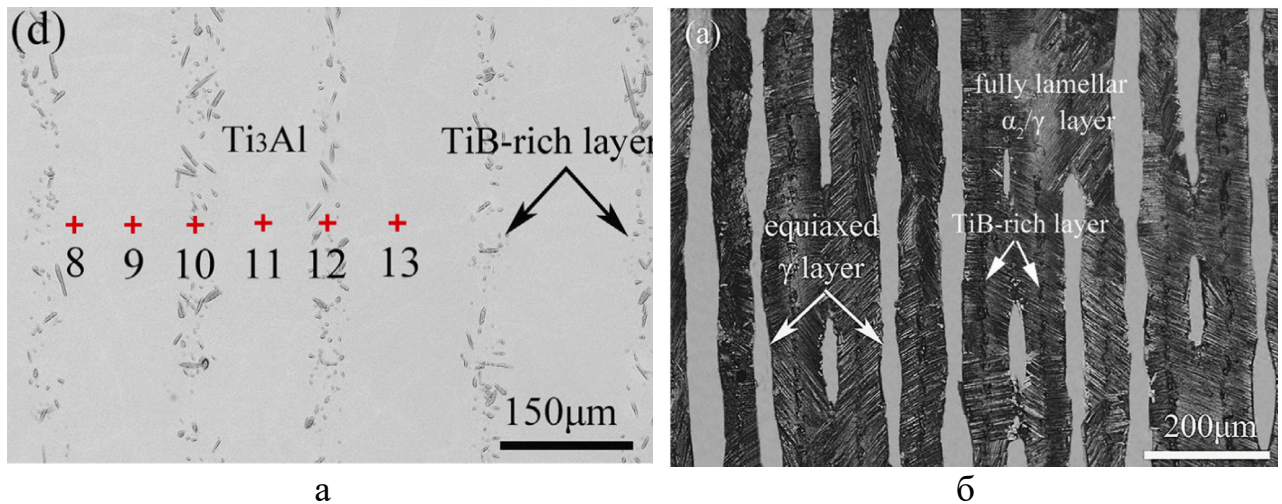


Рисунок 1.17 – Мікроструктура композитів $\text{TiB-Ti}_3\text{Al}$ (а) та TiB-TiAl (б) [14-15]

Композити $\text{TiB}_2\text{-TiAl}$ у роботах [16-17] отримували шляхом прокатування та подальшого відпалу. Для цього спеціально виготовлену фольгу $\text{TiB}_2\text{-Al}$ (5 об. % TiB_2) почергово складали з титановою фольгою у пакети, які піддавали гарячому пресуванню та гарячому прокатуванню, після чого також проводили чотиристадійне оброблення матеріалу у діапазоні температур $660\text{--}1200\text{ }^\circ\text{C}$ [16] та $660\text{--}1400\text{ }^\circ\text{C}$ [17], включаючи початковий реакційний відпал, ущільнення, вторинний реакційний відпал і остаточне термічне оброблення. Мікроструктура отриманих композитів представлена на рис. 1.18. Кінцева товщина отриманих композитів складала $2,3\text{--}2,5\text{ мм}$. Міцність на розтяг шаруватих матеріалів $\text{TiB}_2\text{-TiAl}$ збільшувалася від приблизно 250 МПа за $25\text{ }^\circ\text{C}$ до 400 МПа за $750\text{ }^\circ\text{C}$ [17].

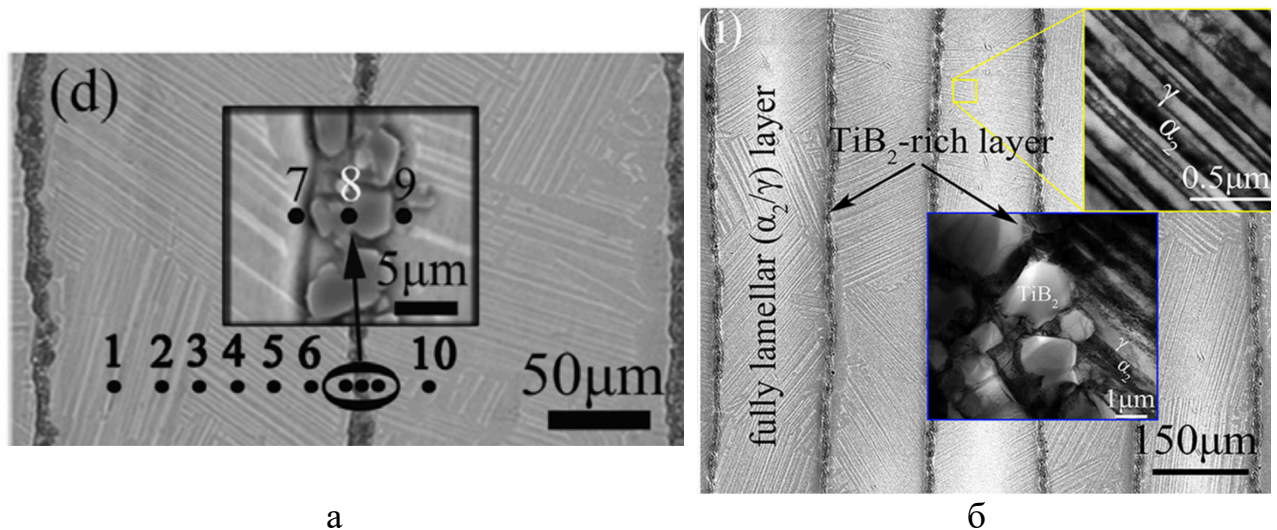


Рисунок 1.18 – Мікроструктура композитів $\text{TiB}_2\text{-TiAl}$, отриманих після остаточного термічного оброблення за температури $1200\text{ }^\circ\text{C}$ (а) та $1400\text{ }^\circ\text{C}$ (б) [16-17]

Мікроструктуру та механічні властивості вище згаданих композитів можливо регулювати шляхом зміни товщин вихідних матеріалів, вмісту волокон боридів титану та режимів оброблення пакетів, однак всі технології є багатостадійними та довготривалими.

1.5 Висновки до розділу 1

Шаруваті композиційні матеріали системи Ti/Al мають широкі перспективи для застосування у автомобільній, аерокосмічній, оборонній, нафтохімічній та інших галузях завдяки унікальному поєднанню фізико-механічних властивостей. Це можуть бути як композити з мінімальною кількістю інтерметалідів у зоні взаємодії Ti/Al , композиційні матеріали, у яких чергуються інтерметалідні та металеві шари, так і виключно інтерметалідні композити.

Найчастіше для виготовлення шаруватих Ti/Al композитів використовують твердофазні методи, такі як зварювання вибухом, прокатування, спікання. Всі ці методи є багатостадійними, трудомісткими та вимагають спеціального складного обладнання і, як наслідок, є високовартісними. Окрім того, вироби обмежені простою конфігурацією та мають низьку міцність міжфазного з'єднання. Альтернативними є рідкофазні методи виготовлення

шаруватих композиційних матеріалів, які дозволяють уникнути згаданих недоліків та є придатними для масового виробництва завдяки меншим собівартості й енергозатратності.

Вихідними матеріалами для отримання розглянутих шаруватих композитів найчастіше виступають технічно чисті алюміній та титан, або ж титанові сплави системи Ti-6Al-4V. Спектр алюмінієвих сплавів ширший: це можуть бути сплави систем Al-Cu, Al-Mn, Al-Mg, Al-Zn та Al-Si. У останні роки також досліджують вплив додатково введених армуючих елементів, таких як волокна Mo, Al₂O₃, NiTi, SiC_f, C_f тощо, які демонструють позитивний ефект на поведінку матеріалів під час руйнування, збільшуючи їх міцність. Одними з таких армуючих елементів можуть бути бориди титану, які є термодинамічно стабільними та мають високу твердість і температуру плавлення, однак система Ti/TiB/Al на сьогодні досліджена лише у декількох роботах.

Таким чином, розроблення рідкофазних технологій виготовлення шаруватих композиційних матеріалів, які забезпечать високу міцність зчеплення матеріалів і придатність для використання у масовому виробництві, та створення матеріалів систем Ti/Al та Ti/TiB/Al з високими механічними властивостями є актуальними.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Методика рідкофазного формування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

2.1.1 Вихідні матеріали для виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

У роботі використовували алюміній марки А0 ГОСТ 11069–2001 [81], пластини титану марки ВТ1-0 ГОСТ 19807-91 [82] товщиною 0,5 мм і 1 мм, пластини титану марки ВТ6 ГОСТ 19807-91 [82] товщиною 0,5 мм та пластини титану, армованого волокнами бори́ду титану, вміст яких складав 11 об'ємних %, товщиною 3,35, 2,5 та 1,5 мм, алюмінієву фольгу марки А0 товщиною 0,5 мм та флюс евтектичного сплаву KF-AlF₃.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад алюмінію марки А0 ГОСТ 11069–2001 [81]

Масова доля хімічних елементів, %							
Al	Fe+Si	Mn	Cu	Mg	Zn	Ti	Інші
Не менше 99,00	0,95	0,05	0,05	0,05	0,10	0,02	0,03

Таблиця 2.2 – Хімічний склад титану марки ВТ1-0 ГОСТ 19807-91 [82]

Масова доля хімічних елементів, %							
Ti	Si	Fe	O	H	N	C	Інші
основа	0,10	0,25	0,20	0,010	0,04	0,07	0,3

Таблиця 2.3 – Хімічний склад титану марки ВТ6 ГОСТ 19807-91 [82]

Масова доля хімічних елементів, %										
Ti	Al	V	Zr	Si	Fe	O	H	N	C	Інші
основа	5,3-6,8	3,5-5,3	0,30	0,10	0,60	0,20	0,015	0,05	0,10	0,3

2.1.2 Методика виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним способом

Шаруваті Ti/Al композиційні матеріали отримували шляхом збирання пакету з двох підготовлених та з'єднаних між собою пластин на основі титану із заданою шириною зазору між ними (S), його просочення і витримування у розплаві алюмінію та подальшого охолодження просочених пакетів на повітрі (рис. 2.1). Всі пластини готували перед збиранням: шліфували та очищали поверхню ізопропіловим спиртом. Плавлення алюмінієвого розплаву проводили у вертикальній печі опору.

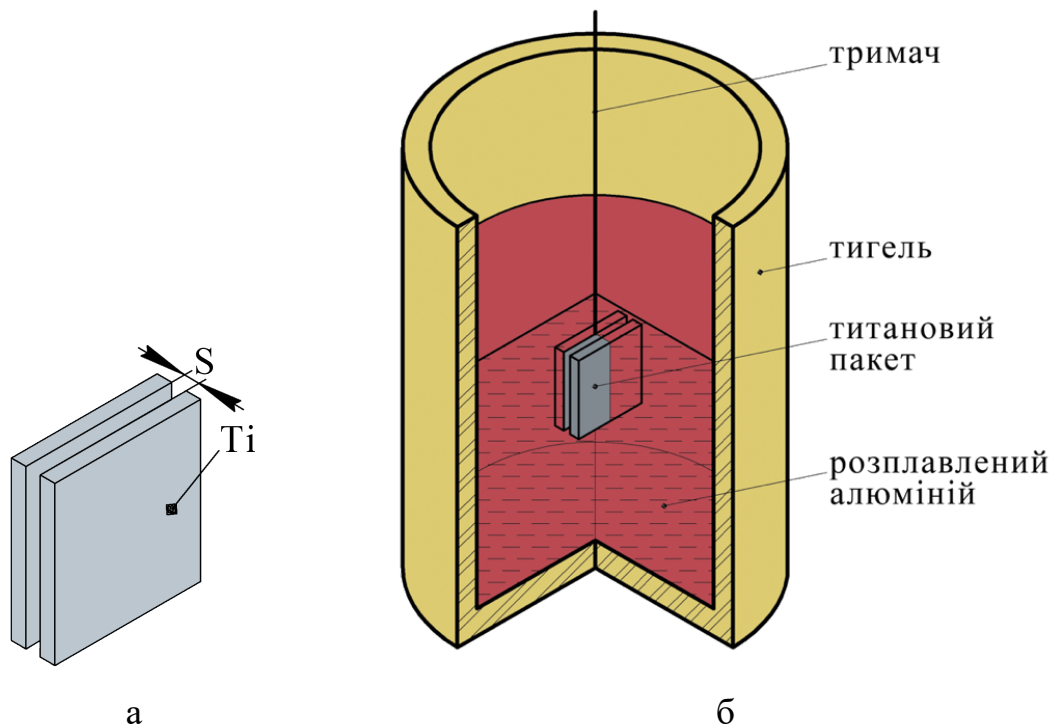


Рисунок 2.1 – Схематичне зображення пакету із пластин на основі титану (а) та процесу виготовлення шаруватого композиційного матеріалу (б)

Гравітаційне просочення. Для досліджень збирали пакети із двох пластин титану марки ВТ1-0, розмірами $30 \times 30 \times 0,5$ мм. Між пластинами варіювали ширину зазору від 0,5 до 1,5 мм (табл. 2.4). Для кожної фіксованої ширини зазору варіювали температуру алюмінієвого розплаву від 700 до 800 °С. Отримані пакети просочували та витримували у розплаві алюмінію протягом 900 с.

Таблиця 2.4 – Умови просочення титанових пакетів

Температура розплаву t , °C	Ширина зазору S , мм		
700	0,5	1	1,5
750			
800			

Просочення з використанням фольги. Для подальших досліджень у зазор між пластинами титану марки VT1-0 додатково прокладали алюмінієву фольгу (рис. 2.2). Отримані пакети просочували та витримували протягом 900 с за умов, наведених у табл. 2.4.

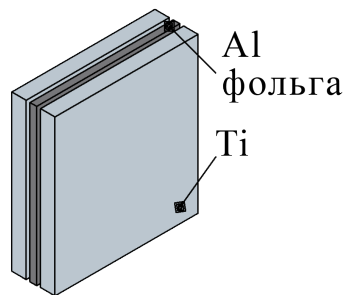


Рисунок 2.2 – Схематичне зображення титанового пакету з додатково прокладеним шаром алюмінієвої фольги

Просочення з використанням флюсу. Для досягнення якісного адгезійного зв'язку між пластинами на основі титану та алюмінієвим розплавом використовували флюс евтектичного сплаву KF-AlF₃. Відшліфовані та очищені пластини покривали водним розчином флюсу та просушували до повного випаровування вологи із флюсового покриття, після чого збирали пакети для просочення без використання додаткового шару фольги (рис. 2.3). Отримані пакети просочували та витримували протягом 900 с за умов, наведених у табл. 2.4.

Оскільки флюсове покриття забезпечило рівномірне бездефектне просочення алюмінієвого розплаву між пластинами, у подальшому для отримання шаруватих композитів використовували технологію з використанням флюсового покриття.

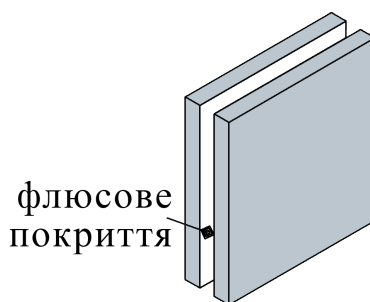


Рисунок 2.3 – Схематичне зображення пакету із пластин на основі титану з флюсовим покриттям

За представленими технологічними параметрами отримували тришарові композити систем VT1-0/Al, VT6/Al, Ti-TiB/Al та п'яти- і семишарові композити систем VT1-0/Al та VT6/Al.

2.1.3 Дослідження впливу ширини зазору між пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету

Дослідження впливу ширини зазору між пластинами на швидкість просочення розплаву проводили на пакетах із пластин титану марки VT1-0, варіюючи ширину зазору від 0,5 до 1,5 мм. Температура розплаву складала 750 °C. Вимірявши висоту просочуваного пакету та визначивши час підйому рідкого алюмінію у ньому, розраховували швидкість підйому розплаву.

2.1.4 Дослідження впливу часу витримування просоченого шаруватого пакету на міжфазну взаємодію розплаву алюмінію з твердим титаном

Дослідження впливу часу витримування просоченого шаруватого пакету на міжфазну взаємодію розплаву алюмінію з твердим титаном проводили на пакеті з пластин титану марки VT1-0, зафіксувавши ширину зазору 1 мм. Температура розплаву складала 750 °C. Час витримування варіювався від 15 до 900 с (табл. 2.5).

Таблиця 2.5 – Час витримування пакету титанових пластин у розплаві

t, °C	S, мм	Час витримування τ , с						
		15	30	45	60	300	600	900
750	1							

2.1.5 Методика прокатування шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

Тришарові матеріали системи BT1-0/Al піддавали обробленню тиском на прокатному стані у атмосферному середовищі за кімнатної температури, проводячи один або два цикли прокатування.

Тришарові матеріали системи Ti-TiB/Al піддавали обробленню тиском на вакуумному прокатному стані за температур 20-600 °C, проводячи один-чотири цикли прокатування.

2.2 Дослідження мікроструктури та хімічного складу

Мікроструктуру одержаних зразків, хімічний склад і механізм утворення та розвитку тріщин вивчали на скануючому електронному мікроскопі «РЭМ-106И» з енергодисперсійним аналізатором хімічного складу.

Дослідження фрактографії проводили на бінокулярному стереомікроскопі MEIJI Techno RZ, що дозволяє проводити фотозйомку при збільшеннях від 7,5 до 1600 разів.

2.3 Дослідження фазового складу

Для дослідження фазового складу утвореного перехідного шару застосовували дифрактометр RIGAKU ULTIMA-IV. В рентгенографічних дослідженнях використано CuK α -випромінення, методика “ θ -2 θ ” (крок пересування детектора 0,02°).

2.4 Дослідження фізико-механічних властивостей

2.4.1 Визначення густини

Для визначення густини застосовувався спосіб гідростатичного зважування. Розрахунок значень проводився відповідно до закону Архімеда за рівнянням (2.1):

$$\rho = V_{\text{пов}} * \rho_{\text{вод}} / (V_{\text{пов}} - V_{\text{вод}}), \quad (2.1)$$

де $V_{\text{пов}}$ – вага зразка на повітрі, г;

$V_{\text{вод}}$ – вага зразка в воді, г;

$\rho_{\text{вод}}$ – густина води за температури 20 °C (0,9982 г/см³).

2.4.2 Випробування на згин

Для дослідження механічних властивостей проводили випробування на 3-точковий згин на повіреній універсальній машині «CERAMTEST system». Для випробувань використовували зразки відповідно до ДСТУ ISO 7438:2005 [83] (рис. 2.4). Випробування проводили за кімнатної температури та швидкості навантаження 0,4 мм/хв.

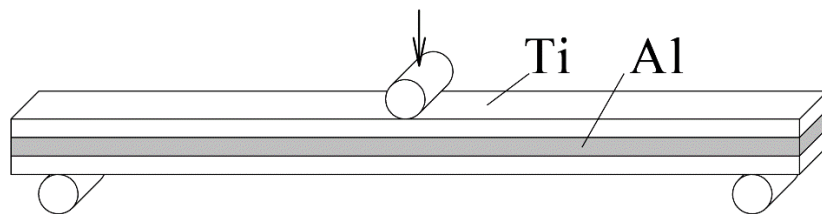


Рисунок 2.4 – Схематичне зображення зразку для випробувань на згин

2.4.3 Випробування на розтяг

Границю міцності визначали на повіреній універсальній машині UTM-100. Для випробувань використовували пропорційні плоскі зразки відповідно до ГОСТ 1497-84 (еквівалент ISO 6892-84) [84] (рис. 2.5). Випробування проводили за кімнатної температури та швидкості навантаження 3 мм/хв.

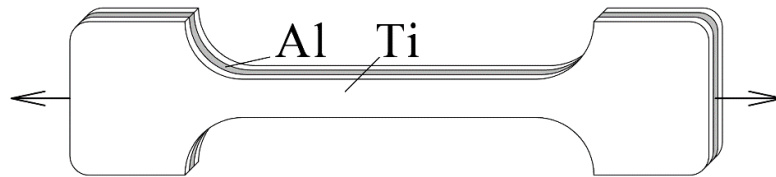


Рисунок 2.5 – Схематичне зображення зразка для випробувань на розтяг

2.4.4 Визначення границі міцності та модуля Юнга за правилом сумішей

Пружні властивості та механічна міцність шаруватих матеріалів, на відміну від пластичності та в'язкості, підпорядковуються правилу сумішей [85].

За відомими кривими напруження – деформація вихідних матеріалів та об'ємними частками фаз у композиті (або товщини кожної з фаз) границю міцності на розтяг можна розрахувати за наступними формулами:

$$\sigma_{В\text{ КМ}} = V_{к1} \sigma_{В\text{ к1}} + V_{к2} \sigma_{В\text{ к2}}, \quad (2.2)$$

$$\sigma_{В\text{ КМ}} = (h_{к1} \sigma_{В\text{ к1}} + h_{к2} \sigma_{В\text{ к2}}) / h_{к1} + h_{к2}, \quad (2.3)$$

де $\sigma_{В\text{ КМ}}$ – границя міцності на розтяг композиційного матеріалу, МПа;

$V_{к1}$, $V_{к2}$ – об'ємна частка у композиційному матеріалі складових компонентів 1 та 2 відповідно, об. %;

$\sigma_{В\text{ к1}}$, $\sigma_{В\text{ к2}}$ – границя міцності на розтяг складового компоненту 1 та 2 відповідно, МПа;

$h_{к1}$, $h_{к2}$ – товщина у композиційному матеріалі складових компонентів 1 та 2 відповідно, мм.

Модуль пружності шаруватого композиційного матеріалу у повздовжньому напрямку, припускаючи ідеальне зчеплення на границі розподілу, визначають як [85]:

$$E_{\text{км}} = V_{\text{к1}} E_{\text{к1}} + V_{\text{к2}} E_{\text{к2}}, \quad (2.4)$$

де $E_{\text{км}}$ – модуль Юнга композиційного матеріалу, ГПа;

$V_{\text{к1}}, V_{\text{к2}}$ – об'ємна частка у композиційному матеріалі складових компонентів 1 та 2 відповідно, об. %;

$E_{\text{к1}}, E_{\text{к2}}$ – модулі Юнга для складового компонента 1 та 2 відповідно, ГПа.

Результати розрахунків наведено у додатку Д.

2.5 Оброблення результатів досліджень

Для оцінки точності експериментальних даних здійснювали обчислення:

- середнього арифметичного значення:

$$\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^n X_i}{n}, \quad (2.5)$$

де \bar{X} – середнє значення під час випробування зразка;

X_i – значення i -го виміру;

n – кількість вимірів;

- середньоквадратичного відхилення:

$$s_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}, \quad (2.6)$$

- межі довірчого інтервалу:

$$\Delta = \pm t \times \frac{s_x}{\sqrt{n}}, \quad (2.7)$$

де t – коефіцієнт Стюдента, значення якого для довірчої ймовірності $P = 0,95$ та кількості вимірювань $n = 3$ становить 4,30, а при $n = 4$ – 3,18;

- відносну похибку вимірювання:

$$\delta = \frac{\Delta}{\bar{X}} \times 100 \%. \quad (2.8)$$

Застосування зазначеної методики статистичної обробки дослідних значень різних параметрів дозволило мінімізувати вплив можливих випадкових похибок при проведенні експериментів. Результати розрахунків наведено у додатках Б, В та Г.

2.6 Аналіз властивостей шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів

Для аналізу властивостей виготовлених Ti/Al шаруватих композиційних матеріалів застосовували Cambridge Engineering Selector (CES) Edupack, розроблений фірмою Granta Design. Даний пакет включає в себе базу даних матеріалів та процесів, інструменти вибору матеріалів та низку допоміжних ресурсів.

База даних сформована як система пов'язаних таблиць. Ядро системи складають таблиці матеріалів та процесів, які мають розгалужену структуру. Таблиця матеріалів містить більше трьох тисяч матеріалів, об'єднаних у п'ять сімейств: скло та кераміка, метали та сплави, полімерні матеріали, волокна та частинки, гібридні матеріали. Кожне сімейство має власну ієрархію і містить властиву йому кількість матеріалів.

Структура бази даних та логіка роботи програмної оболонки логічно слідує з робіт Майкла Ешбі, в яких також розроблено низку методик оптимізації вибору матеріалів, процесів чи їх поєднань. Серед іншого запропоновано методики оптимального вибору матеріалів за наявності обмежень, за наявності конфлікту обмежень та багатокритеріальної оптимізації [86].

РОЗДІЛ 3. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ Ti/Al КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ РІДКОФАЗНИМ ФОРМУВАННЯМ

3.1 Технологічні основи виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним формуванням

У роботі було досліджено процес гравітаційного просочення для рідкофазного формування шаруватого Ti/Al композиту, а саме матеріалу системи VT1-0/Al. Встановлено, що, незалежно від температури розплаву, за ширини зазору між титановими пластинами 0,5 та 1 мм не відбувається просочення алюмінієвим розплавом. Пакет титанових пластин після занурення та витримування у розплаві розпадається (рис. 3.1, а). За ширини зазору не менше ніж 1,5 мм відбувається просочення алюмінієвого розплаву, однак об'єм між пластинами заповнюється ним нерівномірно, а після кристалізації спостерігається утворення пор та пустот у алюмінієвому шарі (рис. 3.1, б-г).

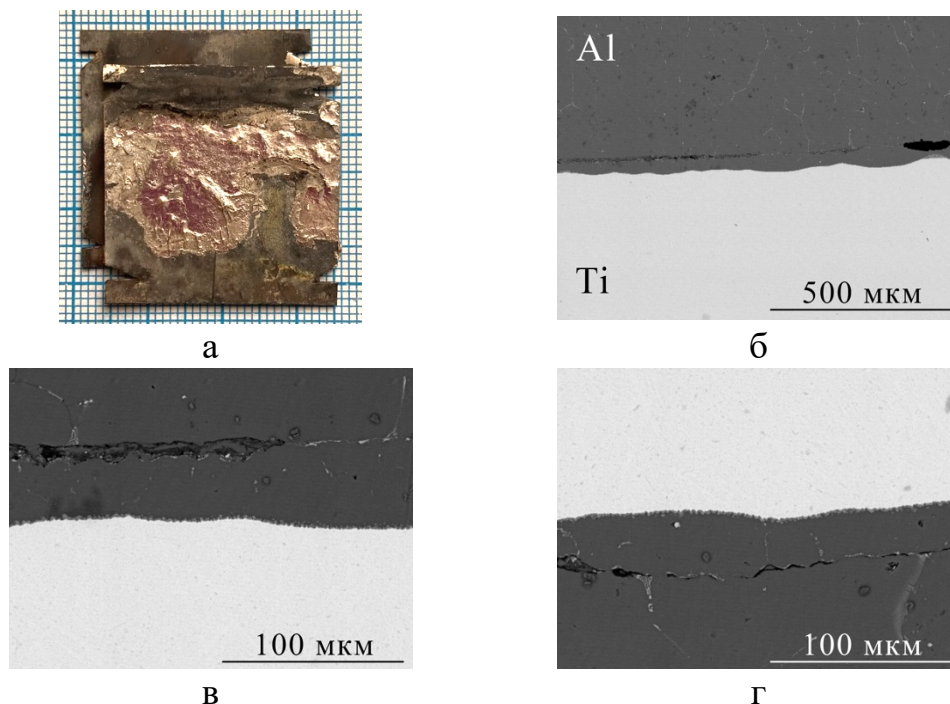


Рисунок 3.1 – Пакет з шириною зазору 1 мм після просочення та витримування у розплаві за температури 700 °С (а) і структура зони взаємодії пакету з шириною зазору 1,5 мм після просочення і витримування у розплаві за температури 750 °С (б-г)

Для сприяння рівномірному просоченню алюмінієвого розплаву у подальшому досліджували рідкофазне формування композитів з додатково прокладеним шаром алюмінієвої фольги. Встановлено, що пакети після витримування у розплаві не розпадаються. За 700 °С фольга повністю не розплавляється (рис. 3.2, а). У результаті збільшення температури розплаву до 750 та 800 °С прокладена фольга розплавляється (рис. 3.2, б-в), заповнює деякий простір між титановими пластинами, однак не взаємодіє із розплавом із печі. Повного, рівномірного просочення алюмінію між титановими пластинами не було досягнуто. Міжфазний зв'язок між металами слабкий, а в алюмінієвому шарі присутні пустоти (рис. 3.2, г-д).

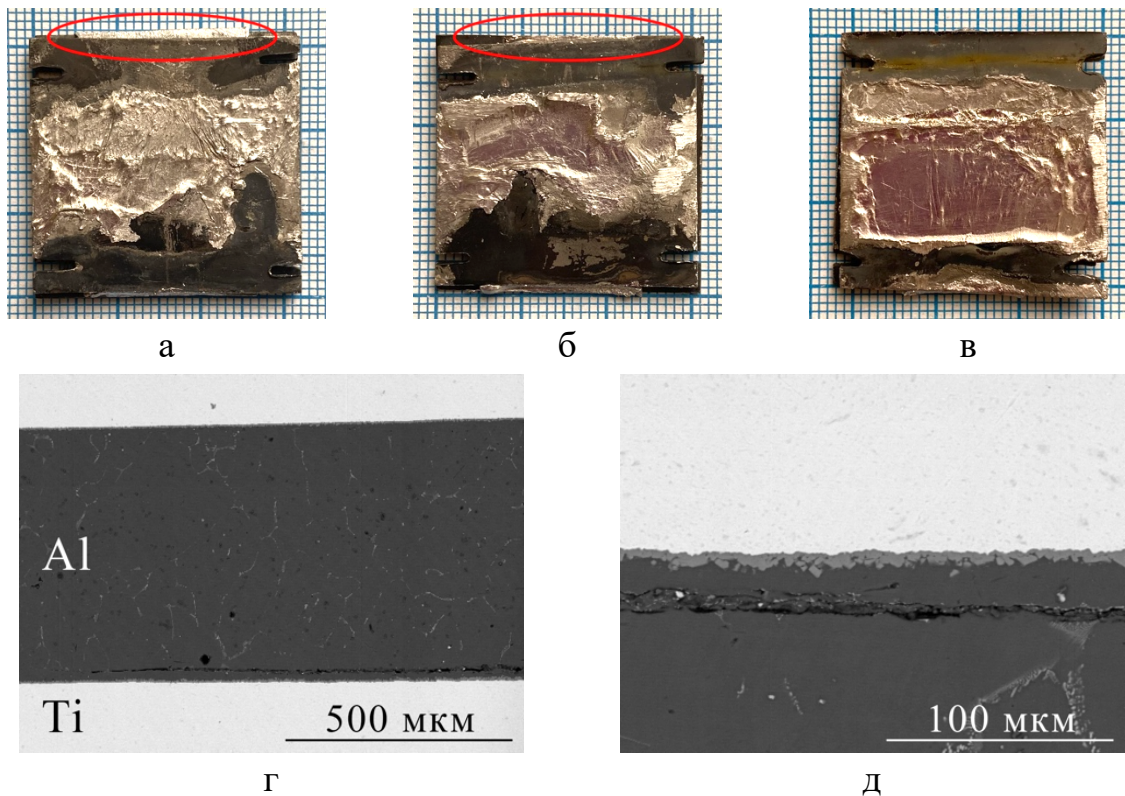


Рисунок 3.2 – Пакет з шириною зазору 0,5 (а, б) і 1 мм (в) та додатково прокладеним шаром алюмінієвої фольги після просочення та витримування у розплаві за температури 700 (а), 750 (б) і 800 °С (в) та структура зони взаємодії пакету з шириною зазору 0,5 мм після просочення та витримування у розплаві за температури 750 °С (г-д)

Нерівномірне просочення розплавом пакетів, виготовлених за представленими технологіями, та утворення пор і пустот у просоченому алюмінієвому шарі обумовлені наявністю окисних плівок на поверхні металів.

Для забезпечення рівномірного просочення досліджували рідкофазне формування шаруватих композитів із використанням флюсу евтектичного сплаву KF-AlF₃. Встановлено, що наявність флюсового покриття на внутрішній поверхні титанових пластин сприяла повному, рівномірному просоченню алюмінієвого розплаву незалежно від його температури та ширини зазору між пластинами. Алюмінієвий шар після кристалізації був щільним, пори, тріщини та пустоти у ньому не спостерігали (рис. 3.3).

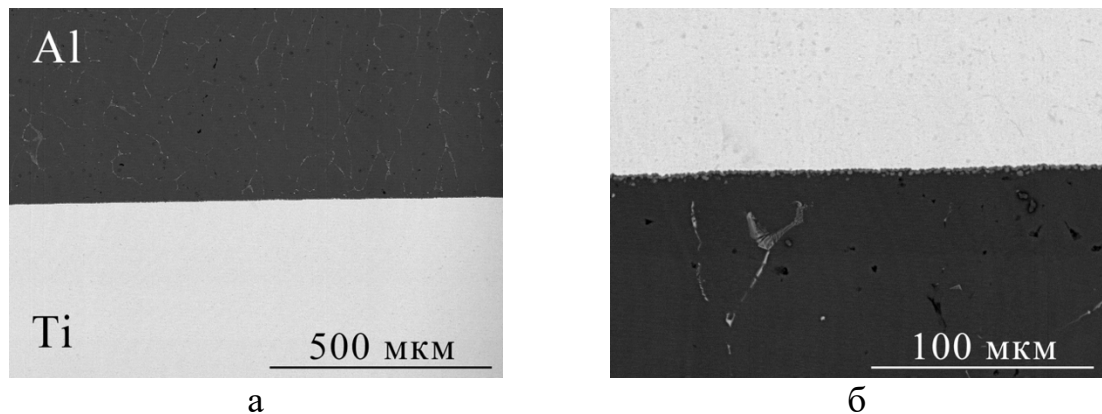


Рисунок 3.3 – Структура зони взаємодії пакету з шириною зазору 1,5 мм після просочення та витримування у розплаві за температури 750 °С

Зазвичай флюси на основі евтектики KF-AlF₃ використовують для пайки алюмінієвих сплавів [87-88], проте також відоме використання для зварювання алюмінію з титаном [89-90], виготовлення шаруватих сталюалюмінієвих композитів [91] та композитів з шаром піноалюмінію [92-93]. Флюси евтектичного складу мають діапазон плавлення від 565°С до 572 °С. За вищих температур відбувається хімічна взаємодія розплаву флюсу з оксидною плівкою та її руйнування, що забезпечує адгезійний зв'язок між металами та збільшує міцність зчеплення [88, 93].

У подальшому для отримання всіх досліджуваних шаруватих композитів використовували технологію з використанням флюсового покриття.

3.2 Вплив технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи BT1-0/Al

3.2.1 Вплив температури розплаву та ширини зазору між титановими пластинами на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи BT1-0/Al

Оскільки використання флюсового покриття забезпечило повне просочення розплаву між титановими пластинами, було досліджено вплив таких технологічних параметрів як температура розплаву та ширина зазору між пластинами на мікроструктуру та фазовий склад зони взаємодії тришарового композиційного матеріалу.

У результаті витримування пакетів протягом 900 с після просочення розплавом спостерігається утворення рівномірного перехідного шару у зоні взаємодії вихідних металів (рис. 3.4). Утворений перехідний шар є рівномірним, а порожнечі та мікротріщини у зоні взаємодії не спостерігаються. Наявність флюсового покриття на поверхні титану сприяла якісному та рівномірному просоченню алюмінієвого розплаву між пластинами та адгезійному зв'язку між металами. Для всіх досліджених значень температури розплаву та ширини зазору між титановими пластинами товщина перехідного шару залишалася стабільною, та варіювалася від $3,1 \pm 0,2$ до $3,3 \pm 0,21$ мкм.

Мікрорентгеноспектральний аналіз у точках (рис. 3.5) вказує, що концентрація елементів у перехідному шарі знаходиться в діапазоні 19,16-39,78 ат. % Ti та 59,70-80,15 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає фазам $TiAl_3$, $TiAl_2$ та $TiAl$ та твердому розчину титану в алюмінії. Однак проведеним рентгенофазовим аналізом (рис. 3.6) встановлено, що у зоні взаємодії титану та алюмінію відсутні будь-які інтерметалідні сполуки. Таким чином, можна стверджувати, що утворений перехідний шар складається з твердих розчинів титану в алюмінії та алюмінію в титані.

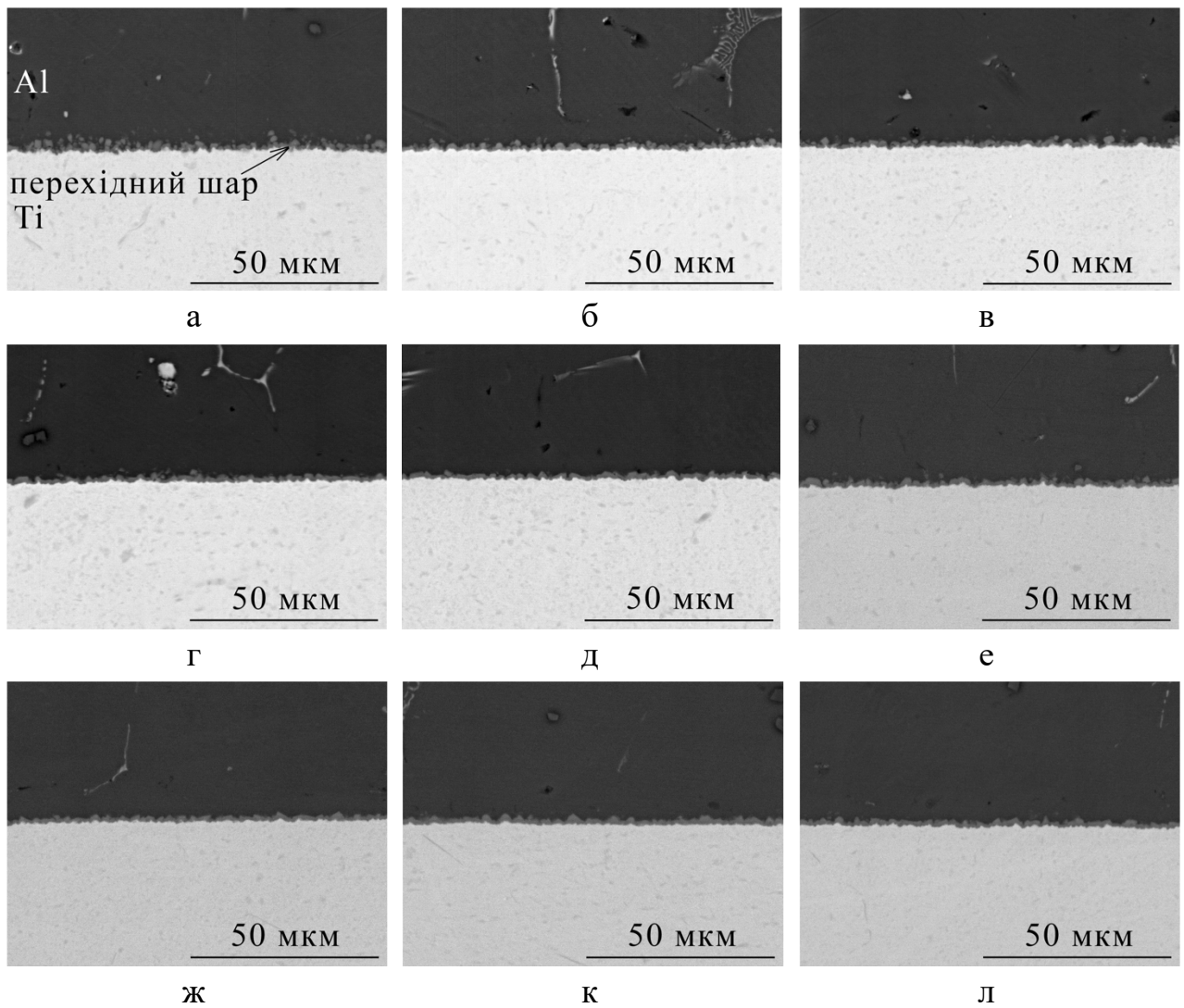
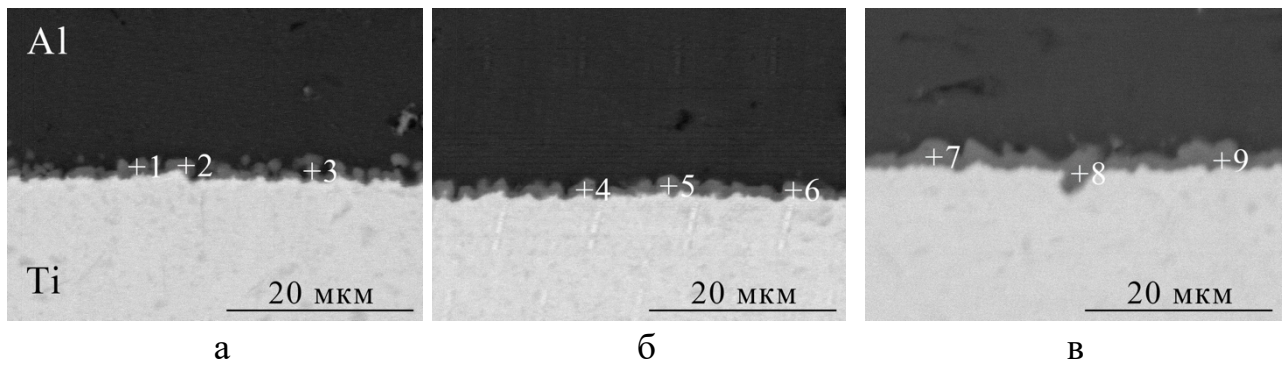


Рисунок 3.4 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових Ti/Al композитів, просочених розплавом за температури 700°C (а-в), 750°C (г-е) та 800°C (ж-л) з зазором між титановими пластинами: 0,5 мм (а, г, ж), 1 мм (б, д, к) та 1,5 мм (в, е, л)

3.2.2 Вплив ширини зазору між пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету системи BT1-0/Al

Для дослідження впливу ширини зазору між титановими пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету температура розплаву складала 750 °C. У результаті дослідження встановлено, що зі збільшенням ширини зазору від 0,5 до 1,5 мм швидкість підйому розплаву збільшується від $1,6 \pm 0,12$ до $2,9 \pm 0,20$ мм/с (рис. 3.7). Збільшення ширини зазору між пластинами на 0,5 мм призводить до збільшення швидкості підйому розплаву у 1,26-1,43 рази.



Атом. %	Точка №								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Al	78,53	80,15	75,96	68,86	65,95	66,76	71,7	66,93	59,70
Ti	20,66	19,16	23,30	30,44	33,32	32,65	27,52	32,45	39,78
Si	0,81	0,69	0,74	0,70	0,73	0,59	0,78	0,62	0,52

Рисунок 3.5 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках тришарових композитів, просочених розплавом за температури 700°C (а), 750°C (б) та 800°C (в) з зазором 1 мм між титановими пластинами

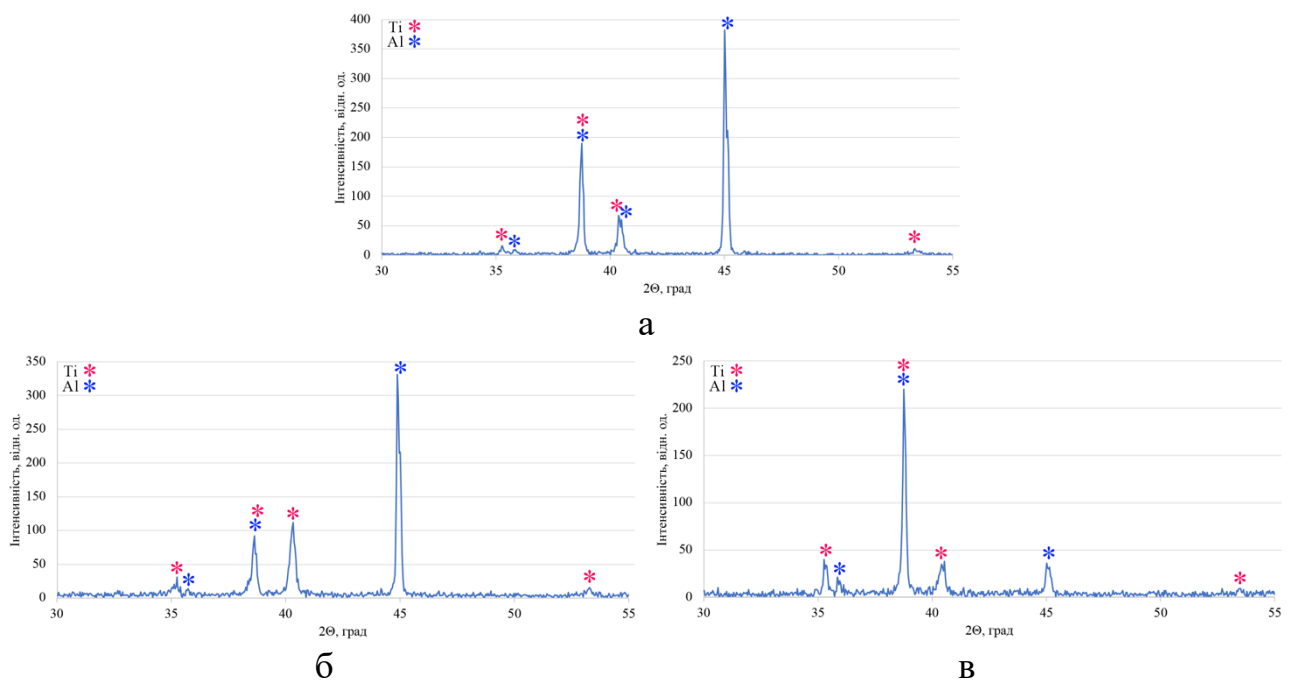


Рисунок 3.6 – Дифрактограми зон взаємодії тришарових композитів просочених розплавом за температури 700°C (а), 750°C (б) та 800°C (в) із шириною зазору 0,5 (б) та 1 мм (а, в) між титановими пластинами

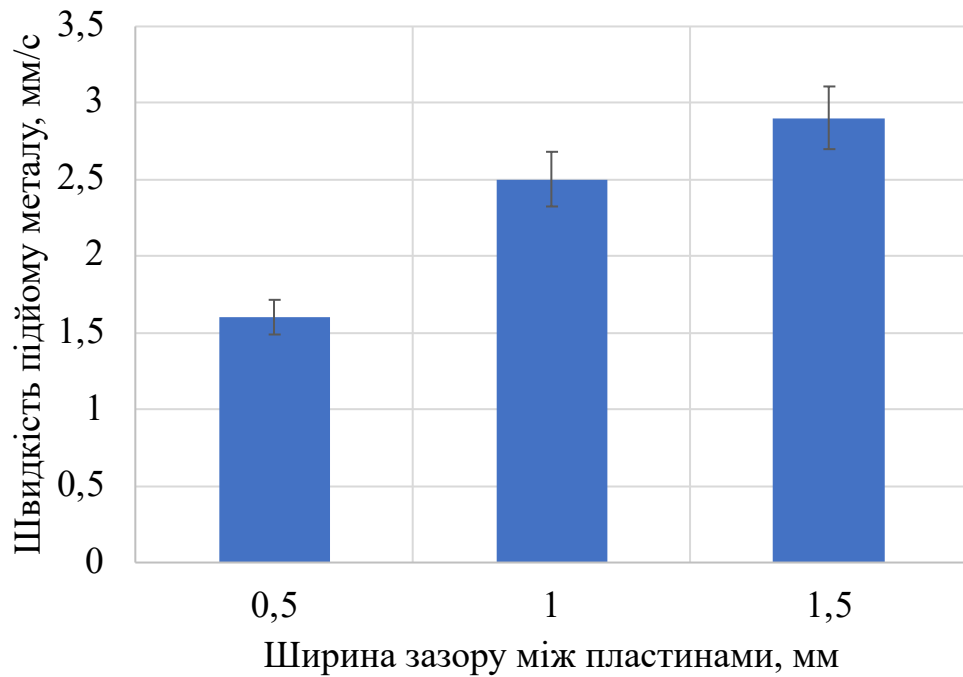


Рисунок 3.7 – Вплив ширини зазору між пластинами титану на швидкість підйому розплаву між ними

3.2.3 Вплив часу витримування просоченого шаруватого пакету системи BT1-0/Al на зону взаємодії

Для визначення оптимального часу витримування пакетів у розплаві після просочення досліджували його вплив на зону взаємодії. Температура розплаву складала 750 °C, а ширина зазору між пластинами – 1 мм.

Аналіз мікроструктури перехідного шару (рис. 3.8), утвореного у зоні взаємодії між титаном та алюмінієм за умови витримування у розплаві від 15 до 900 с після просочення, вказує на незначну зміну його товщини від $2,2 \pm 0,10$ до $3,2 \pm 0,17$ мкм відповідно. Окрім потовщення спостерігається укрупнення зерен утвореного шару. Спостерігаємо, що взаємодія титану та алюмінію відбувається за мінімального часу контакту, а залежність товщини утвореного перехідного шару від часу витримування після просочення має нелінійний характер (рис. 3.9). Утворення рівномірного перехідного шару забезпечує витримування у розплаві після просочення протягом 300 с.

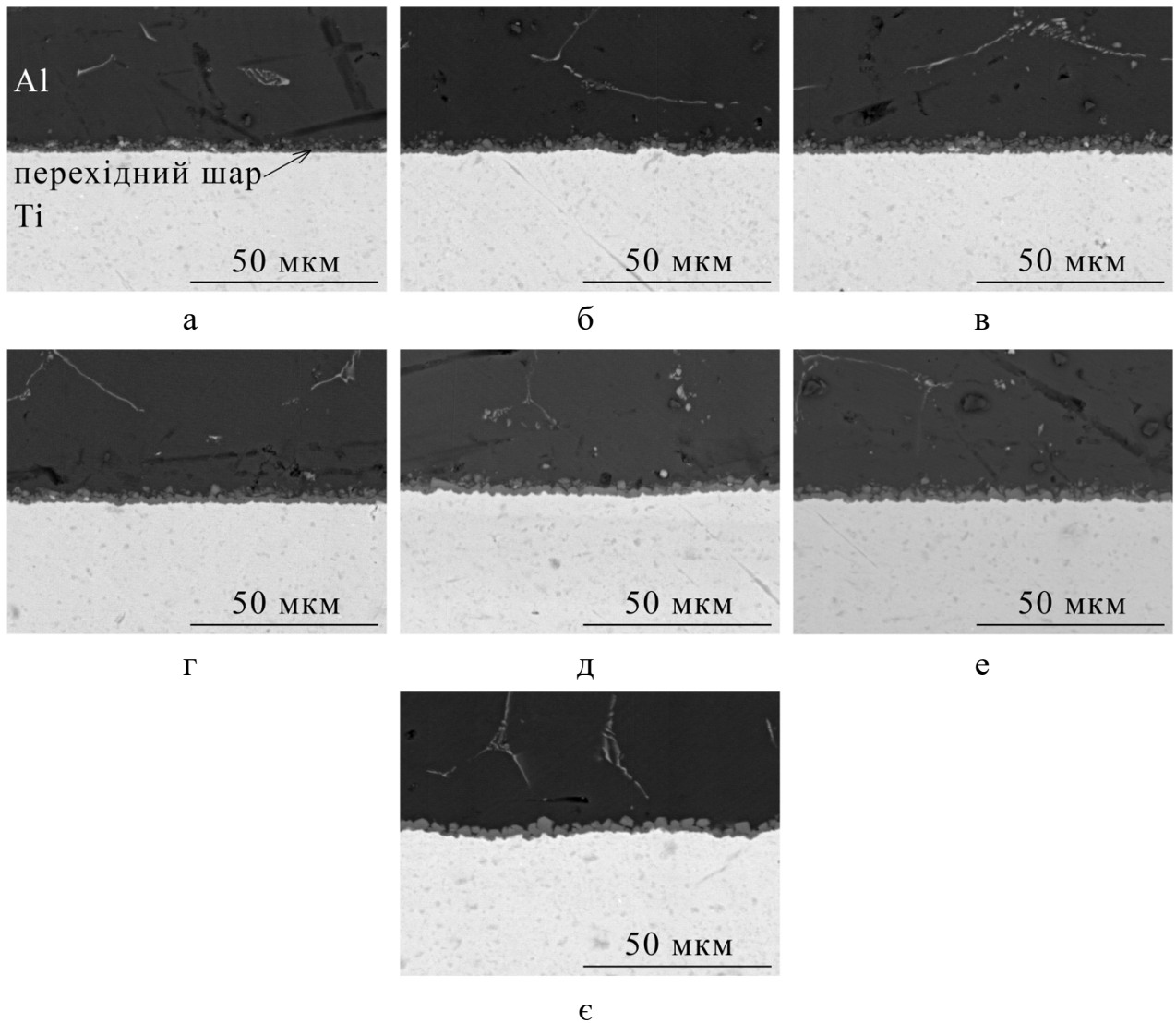


Рисунок 3.8 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових Ti/Al композитів, просочених та витриманих у розплаві протягом 15 с (а), 30 с (б), 45 с (в), 60 с (г), 300 с (д), 600 с (е), 900 с (є)

Концентрація елементів у перехідному шарі, як встановлено мікрорентгеноспектральним аналізом у точках (рис. 3.10), знаходиться у діапазоні 13,82-25,97 ат. % Ti та 73,36-85,58 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає фазам $TiAl_3$, $TiAl_2$ та твердому розчину титану в алюмінії. Рентгенофазовий аналіз, у свою чергу, не підтвердив наявності жодних інтерметалідних сполук у зоні взаємодії, незалежно від часу витримання (рис. 3.11).

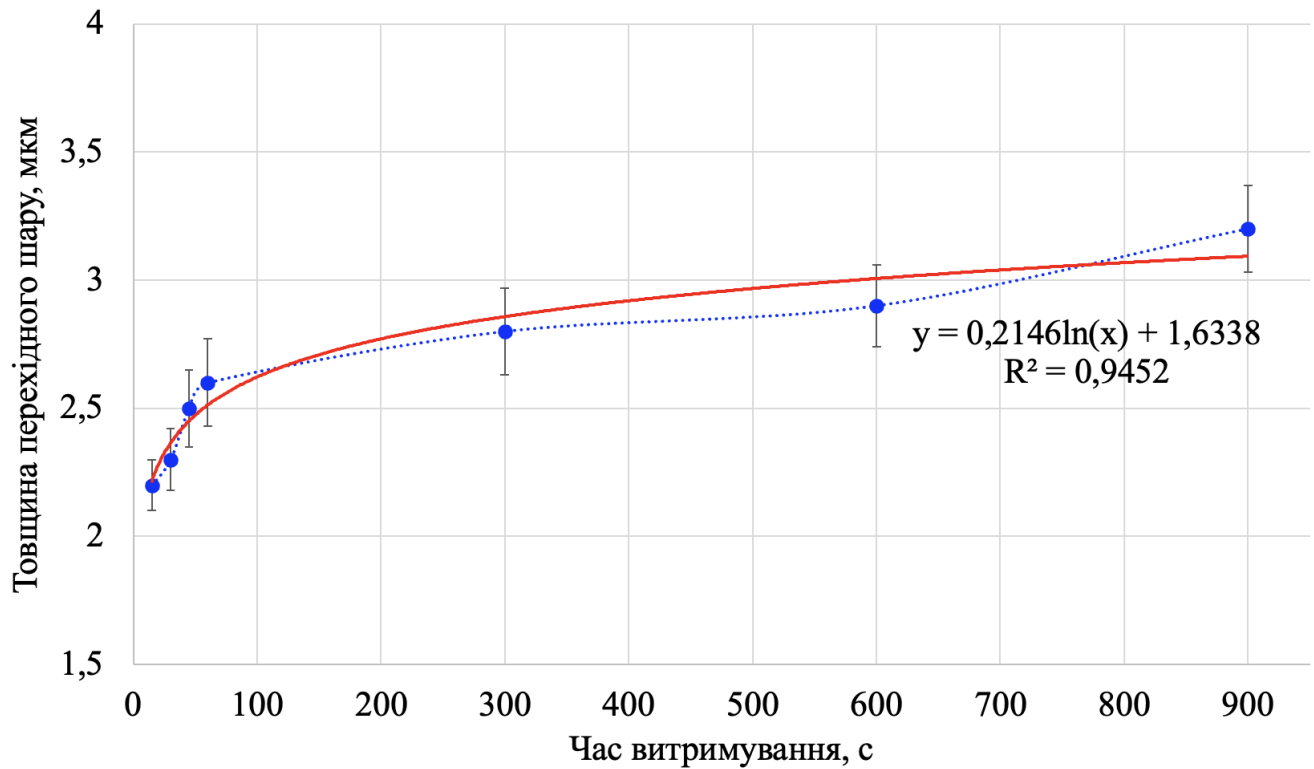
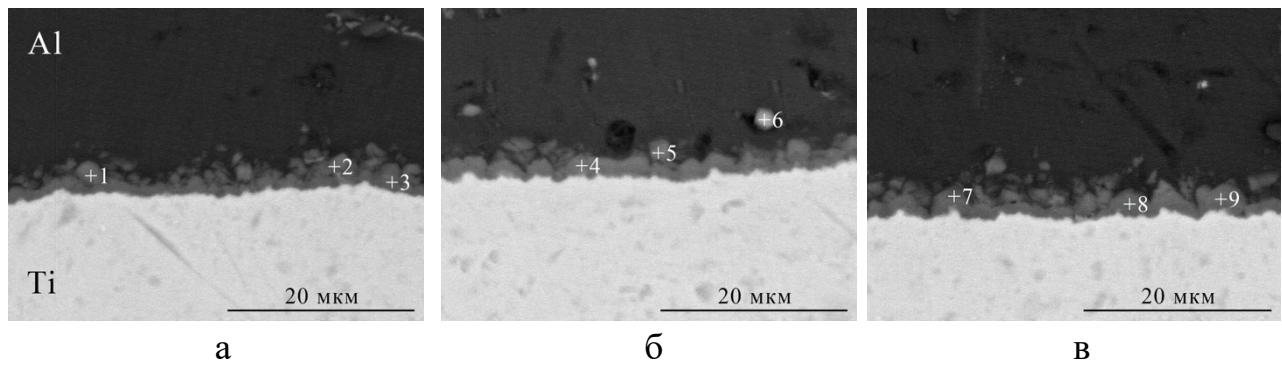


Рисунок 3.9 – Вплив часу витримування просоченого шаруватого пакету на товщину перехідного шару, утвореного у зоні взаємодії



Атом. %	Точка №								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Al	82,92	82,77	73,56	73,36	85,58	77,53	83,61	74,63	77,26
Ti	16,51	16,60	25,97	25,90	13,82	22,04	15,60	24,66	21,97
Si	0,57	0,63	0,47	0,74	0,60	0,43	0,79	0,71	0,77

Рисунок 3.10 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках тришарових композитів, просочених та витриманих у розплаві протягом 30 с (а), 300 с (б) та 600 с (в) після просочення

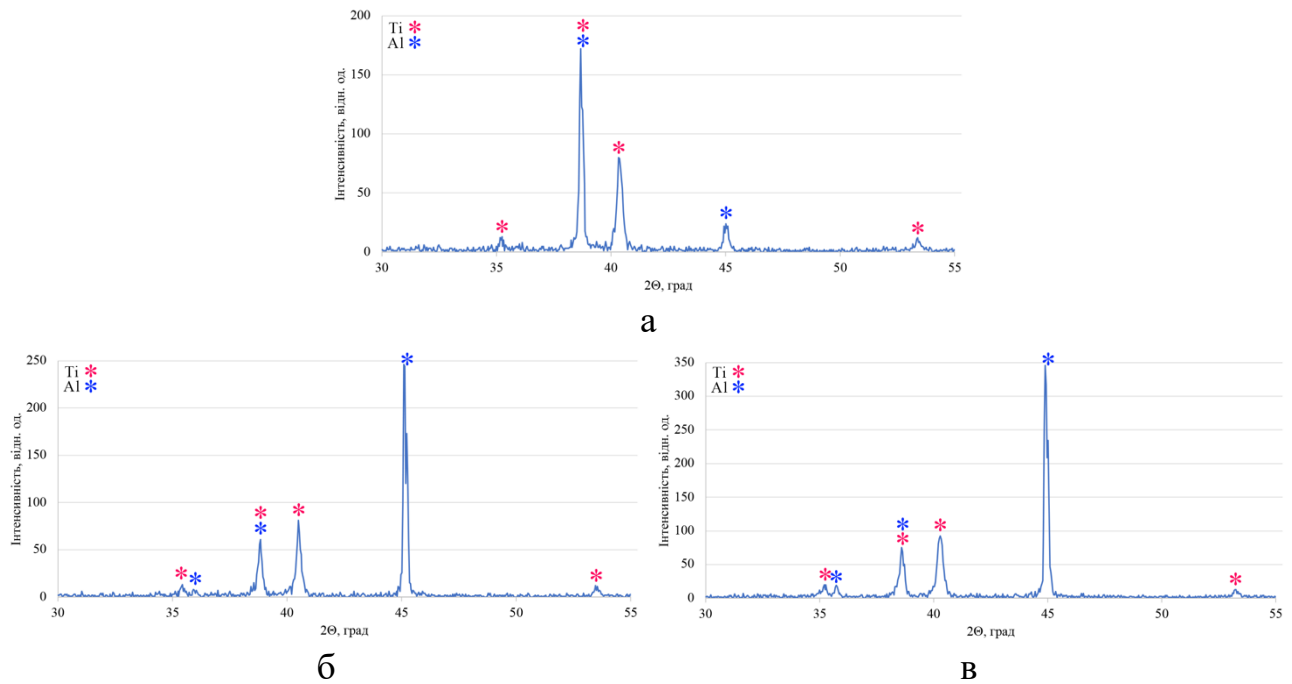


Рисунок 3.11 – Дифрактограми зон взаємодії тришарових композитів, просочених та витриманих у розплаві протягом 60 с (а), 300 с (б) та 600 с (в)

3.2.4 Структура та фазовий склад зони взаємодії багат шарових композитів системи VT1-0/Al

У роботі також було виготовлено п'яти- та семишарові композиційні матеріали системи VT1-0/Al. Схематичне зображення титанових пакетів для виготовлення багат шарових композитів представлено на рис. 3.12. Базуючись на попередньо отриманих результатах дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії та фазовий склад виготовлених матеріалів, було зафіксовано температуру просочуваного розплаву на позначці 700 °С, ширину зазору між пластинами – 1 мм, а час витримування після просочення – 300 с.

Макро- та мікроструктуру отриманих композитів представлено на рис. 3.13. У результаті дослідження зони взаємодії отриманих п'яти- та семишарових матеріалів було встановлено ідентичність мікроструктури тришаровим матеріалам (рис. 3.13, в-г).

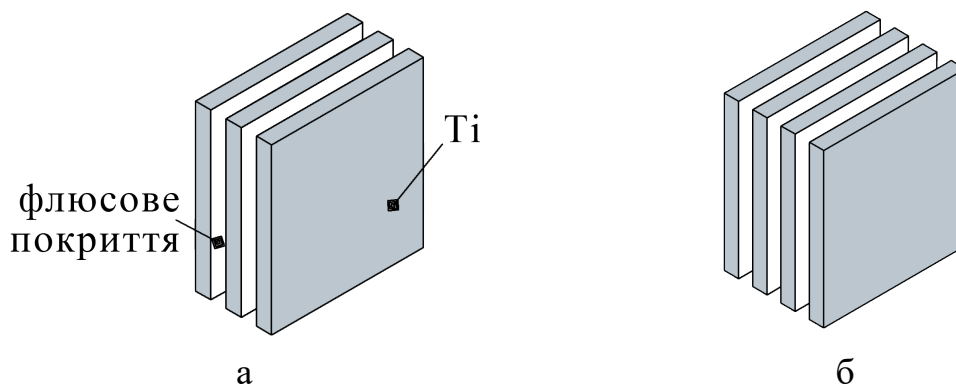
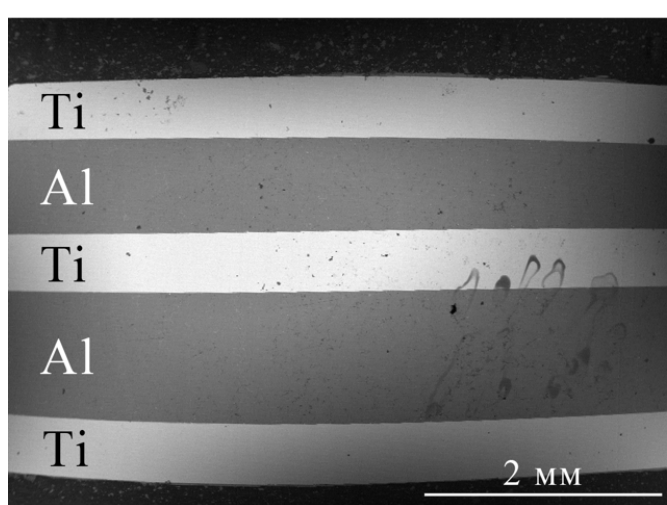
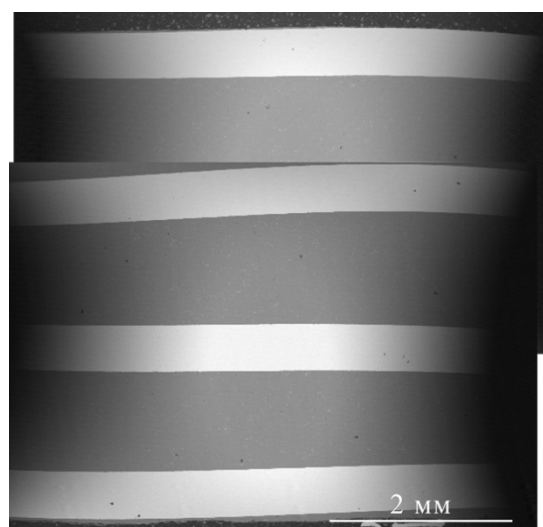


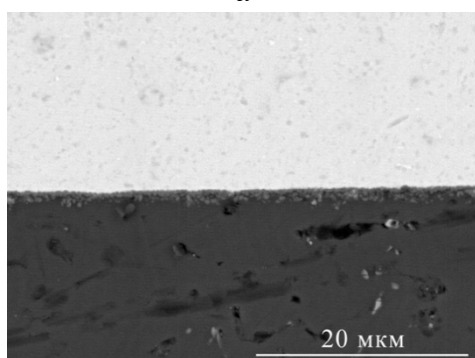
Рисунок 3.12 – Схематичне зображення титанових пакетів для виготовлення п'ятишарового (а) та семишарового (б) композиційних матеріалів



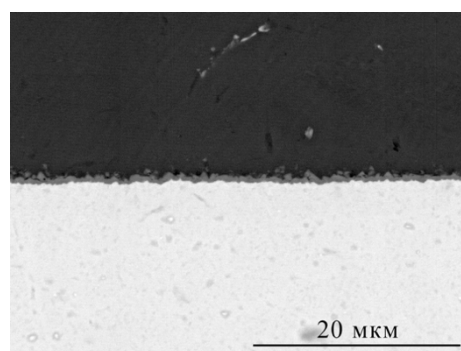
а



б



в

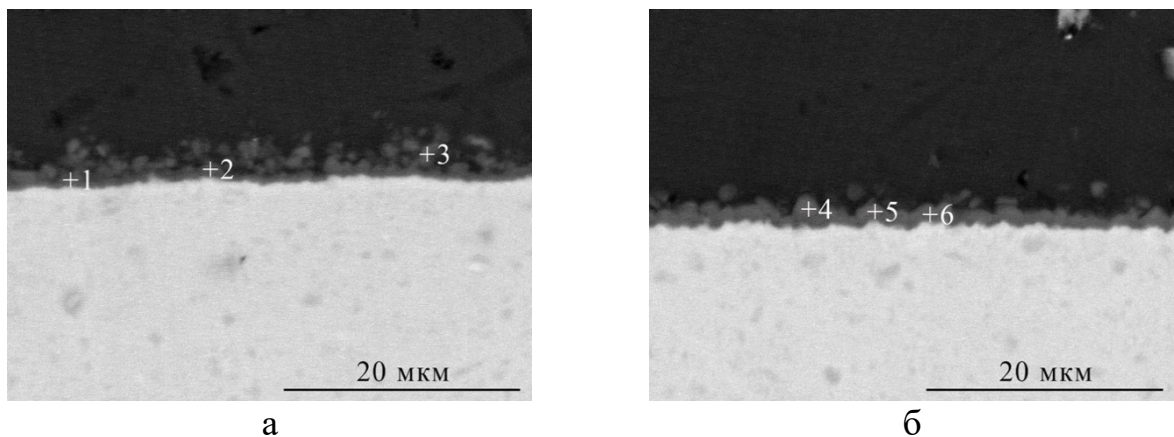


г

Рисунок 3.13 – Макроструктура (а, б) та мікроструктура зони взаємодії (в, г) п'яти- (а, в) та семишарових (б, г) композитів системи ВТ1-0/Al із шириною зазору 1 мм між титановими пластинами

Мікрорентгеноспектральний аналіз у точках (рис. 3.14) вказує, що концентрація елементів у перехідному шарі знаходиться в діапазоні 14,51-

33,38 ат. % Ti та 65,38-85,33 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає фазам $TiAl_3$, $TiAl_2$ та твердому розчину титану в алюмінії. Проте спираючись на попередньо отримані результати мікрорентгено-спектрального та рентгенофазового аналізу для тришарових матеріалів, можна припустити, що перехідні шари, утворені у багатошарових матеріалах, також не містять інтерметалідних сполук та складаються з твердих розчинів титану в алюмінії та алюмінію в титані.



Атом. %	Точка №					
	1	2	3	4	5	6
Al	65,38	75,99	85,33	81,76	77,40	79,14
Ti	33,88	23,36	14,51	17,52	21,95	20,39
Si	0,74	0,65	0,16	0,72	0,65	0,47

Рисунок 3.14 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках п'яти- (а) та семишарового (б) композитів системи BT1-0/Al

3.2.5 Механізм міжфазної взаємодії у системі BT1-0/Al за рідкофазного формування

У бінарній системі Ti/Al утворюється низка інтерметалідних сполук, таких як $TiAl_3$, $TiAl_2$, Ti_5Al_{11} , $TiAl$ та Ti_3Al [89]. Як тільки у результаті хімічної реакції утворюється тонкий шар інтерметалідів на границі взаємодії Ti/Al, прямий контакт між металами зупиняється, а подальший ріст шару відбувається за рахунок дифузії титану та алюмінію через нього [94]. Температура, за якої відбувається взаємодія між металами, впливатиме не лише на те, які фази будуть

утворюватися (рис. 3.15), а й на дифузійні процеси у зоні взаємодії. Так, вважають, що нижче температури 660 °C єдиним дифундуючим елементом є алюміній [95-98]. Зі збільшенням температури вище температури плавлення алюмінію основним дифундуючим елементом є титан [89, 99]. Поряд з тим, відомі роботи, у яких спостерігають дифузію обох металів незалежно від температури взаємодії [71, 100]. На таку розбіжність впливає велика кількість факторів, у тому числі й неможливість видалення окисної плівки, які можуть змінити поведінку дифузії [95, 100-101].

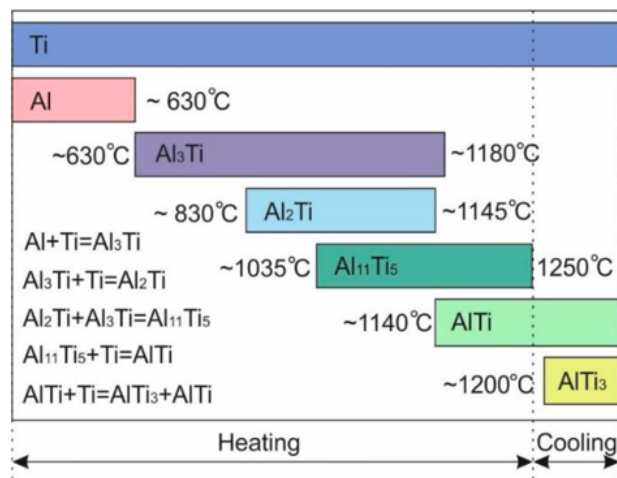


Рисунок 3.15 – Послідовність реакцій у бінарній системі Ti/Al за нагрівання від кімнатної температури до 1250 °C з подальшим охолодженням [89]

Відомо, що у результаті взаємодії твердий титан розчиняється в рідкому алюмінії. Пересичення рідкої алюмінієвої фази титаном призводить до утворення інтерметалідної сполуки TiAl₃. Згідно з вільною енергією Гіббса, TiAl₃ є першою сполукою, що утворюється у системі Ti/Al. Формування зерен TiAl₃ супроводжується утворенням інших інтерметалідних фаз через реакцію на границі розподілу твердий титан-TiAl₃ і TiAl₃-рідкий алюміній. Фаза TiAl₃ утворюється і залишається в системі Ti/Al, доки в ній існує алюміній. З виснаженням алюмінію можуть утворюватися інші інтерметаліди [102-104]. Окрім того, значні відмінності між молярними об'ємами титану та його алюмінідів призводять до виникнення напруженого стану в утвореному

інтерметалідному шарі та подальшого розтріскування та руйнування. Внаслідок цього відділені фрагменти шару оголюють поверхню титану, де між ним та рідким алюмінієм відновлюється хімічна реакція, що сприяє подальшому росту інтерметалідного шару у зоні взаємодії [94, 102].

У результаті дослідження впливу часу витримання просоченого шаруватого пакету системи BT1-0/Al на зону взаємодії спостерігаємо, що залежність товщини утвореного перехідного шару від часу витримання після просочення має нелінійний характер. Стрімке утворення перехідного шару спричинено прямою взаємодією титану та алюмінію. Подальше зменшення швидкості росту товщини перехідного шару спричинене гальмуванням дифузії через перехідний шар та відсутністю прямого контакту металів. Відносно невеликий час витримання призводить до утворення перехідного шару, у якому не виникають напруження, які б призводили до його розтріскування та подальшої інтенсифікації процесу утворення нових зерен твердих розчинів, а у подальшому – алюмінідів титану. Натомість можна спостерігати деяке укрупнення утворених зерен у зоні взаємодії.

Окрім того, рентгенофазовим аналізом, проведеним у зоні взаємодії, не ідентифіковано жодних інтерметалідних фаз, про наявність яких можна було судити виходячи з мікрорентгеноспектрального аналізу. Можна припустити, що кількість інтерметалідних фаз, що можуть утворитися у перехідному шарі, є занадто малою для ідентифікації рентгенофазовим аналізом.

3.3 Дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи BT6/Al

3.3.1 Вплив ширини зазору між пластинами титанового сплаву на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи BT6/Al

Спираючись на попередньо отримані результати дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії та фазовий склад виготовлених

композитів системи BT1-0/Al, для отримання тришарових композиційних матеріалів системи BT6/Al було зафіксовано температуру просочуваного розплаву на позначці 700 °C, а час витримування після просочення – 300 с. Ширину зазору між пластинами варіювали від 0,5 до 1,5 мм.

Наявність флюсу на поверхні титанового сплаву сприяла рівномірному просоченню алюмінієвого розплаву між пластинами незалежно від ширини зазору між ними.

У результаті просочення та витримування пакетів у зоні взаємодії титанового сплаву та алюмінію спостерігається утворення рівномірного перехідного шару (рис. 3.16), наявність якого свідчить про металургійний зв'язок між металами. Товщина утвореного перехідного шару збільшилася у порівнянні з системою BT1-0/Al до $3,8 \pm 0,26$ - $4,2 \pm 0,24$ мкм та залишалася стабільною для всіх досліджених значень ширини зазору між пластинами титанового сплаву.

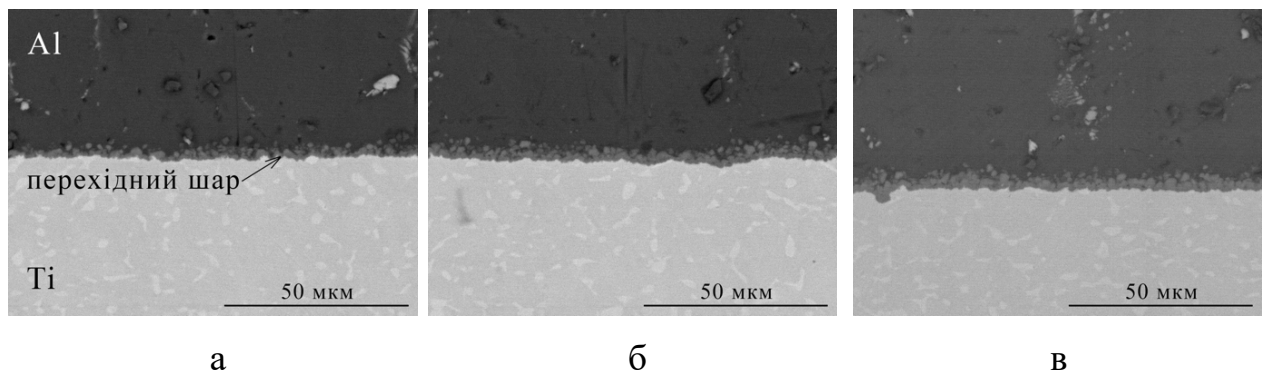
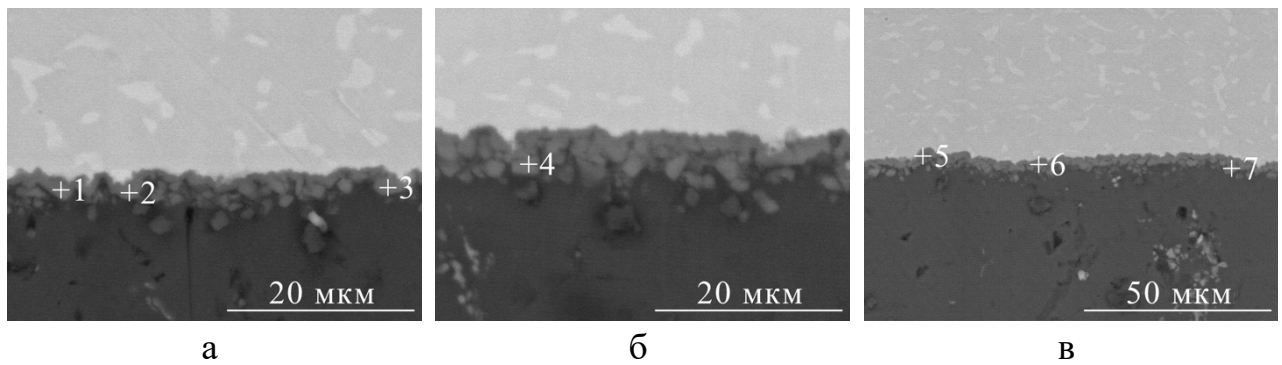


Рисунок 3.16 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових композитів системи BT6/Al із шириною зазору 0,5 мм (а), 1 мм (б) та 1,5 мм (в) між пластинами титанового сплаву

Концентрація елементів у перехідному шарі, як встановлено мікрорентгеноспектральним аналізом у точках (рис. 3.17), знаходиться у діапазоні 13,67-20,70 ат. % Ti та 78,08-85,72 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає твердому розчину титану в алюмінії. Наявності жодних інтерметалідних сполук у перехідному шарі рентгенофазовим аналізом не встановлено (рис. 3.18).



Атом. %	Точка №						
	1	2	3	4	5	6	7
Al	78,95	78,42	79,63	82,98	83,34	78,08	85,72
Ti	20,12	20,13	19,45	16,24	15,51	20,70	13,67
Si	0,39	0,79	0,33	0,78	0,67	0,60	0,61
V	0,54	0,66	0,59	-	0,48	0,62	-

Рисунок 3.17 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках тришарових композитів системи BT6/Al із шириною зазору 0,5 (а), 1 (б) та 1,5 мм (в) між пластинами титанового сплаву

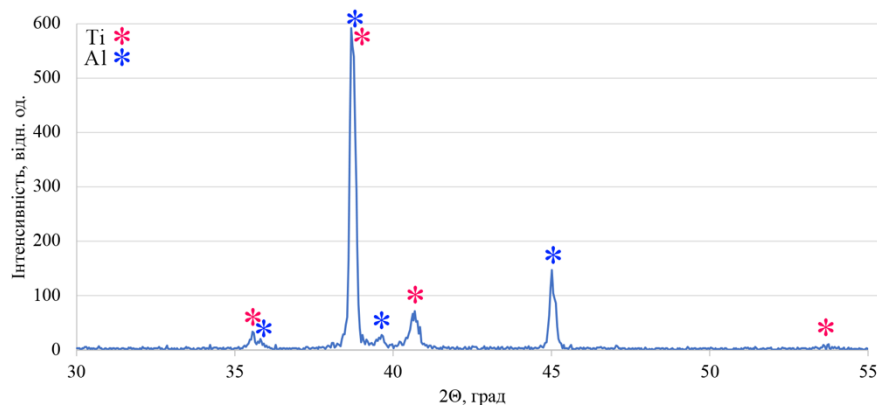


Рисунок 3.18 – Дифрактограма зони взаємодії тришарового композиту системи BT6/Al із шириною зазору 1 мм

3.3.2 Структура та фазовий склад зони взаємодії багатошарових композитів системи BT6/Al

Для системи BT6/Al також було виготовлено п'яти- та семишарові композиційні матеріали за технологічними умовами, аналогічними до багатошарових композитів системи BT1-0.

Результати скануючої мікроскопії п'яти- та семишарових зразків із шириною зазору 1 мм між пластинами титанового сплаву вказали на ідентичність мікроструктури їх зони взаємодії тришаровим (рис. 3.19).

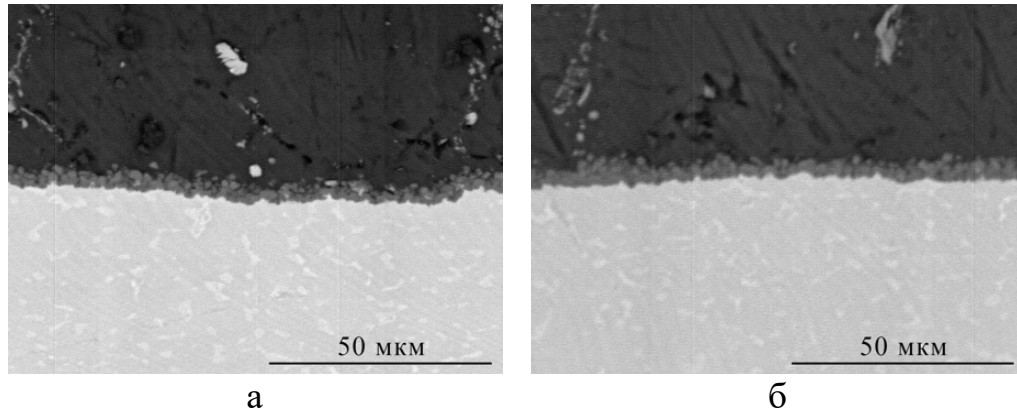
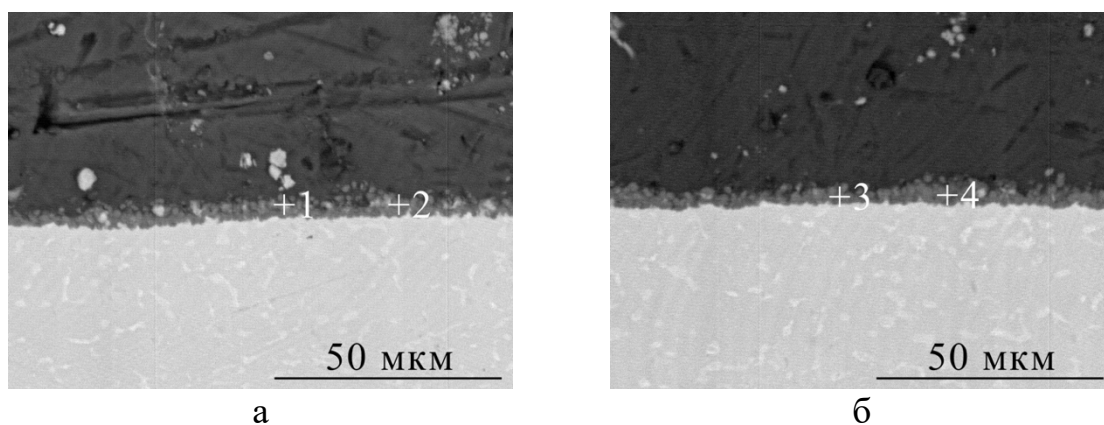


Рисунок 3.19 – Мікроструктура зони взаємодії п'яти- (а) та семишарового (б) композитів системи BT6/Al із шириною зазору 1 мм між пластинами титанового сплаву

Мікрорентгеноспектральний аналіз у точках (рис. 3.20) вказує, що концентрація елементів у перехідному шарі знаходиться в діапазоні 15,98-20,82 ат. % Ti та 78,25-82,87 ат.% Al і за стехіометричним складом відповідає твердому розчину титану в алюмінії. Спираючись на попередньо отримані результати мікрорентгеноспектрального та рентгенофазового аналізу для тришарових матеріалів системи BT6/Al, можна припустити, що перехідні шари, утворені у отриманих багатошарових матеріалах, складаються з твердих розчинів титану в алюмінії та алюмінію в титані.

3.3.3 Механізм міжфазної взаємодії у системі BT6/Al за рідкофазного формування

Незважаючи на присутність незначної кількості у пластинах титанового сплаву ванадію, який у результаті взаємодії з алюмінієм може утворювати інтерметалідні сполуки, наявності останніх у досліджуваній системі не



Атом. %	Точка №			
	1	2	3	4
Al	78,25	82,87	78,76	82,44
Ti	20,82	15,98	20,80	16,65
Si	0,37	0,72	0,30	0,73
V	0,56	0,43	0,14	0,18

Рисунок 3.20 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках п'яти- (а) та семишарового (б) композитів системи BT6/Al

спостерігали. У низці робіт, де також досліджено взаємодію титанового сплаву системи Ti-6Al-4V та алюмінію, спостерігали утворення виключно алюмінідів титану [23, 59-60, 105]. Механізм утворення перехідного шару у системі BT6/Al відповідає описаному у підрозділі 3.2.5 для системи BT1-0/Al.

Незначне збільшення товщини перехідного шару у системі BT6/Al у порівнянні з BT1-0/Al спричинене наявністю алюмінію як легуючого елементу у пластинах титанового сплаву, що призводить до активізації дифузійних процесів у зоні взаємодії.

3.4 Дослідження впливу технологічних параметрів на зону взаємодії шаруватого композиційного матеріалу системи Ti-TiB/Al

3.4.1 Вплив ширини зазору між пластинами титанового сплаву на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи Ti-TiB/Al

Для дослідження впливу ширини зазору між пластинами титанового сплаву на структуру та фазовий склад границі розподілу композиту системи

Ti-TiB/Al використовували пластини титану, армованого боридом титану розмірами $20 \times 20 \times 4$ мм. Температура просочення була зафіксована на позначці 700°C , а час витримування після просочення – 300 с. Ширину зазору між пластинами варіювали від 0,5 до 1,5 мм.

Пакети з пластин Ti-TiB рівномірно просочувалися розплавом незалежно від ширини зазору завдяки флюсовому покриттю на їх поверхні. У зоні взаємодії утворився перехідний шар (рис. 3.21), товщина якого у порівнянні з попередньо дослідженими системами VT1-0/Al та VT6/Al збільшилася у середньому до $6,3 \pm 0,27$ - $6,5 \pm 0,28$ мкм. Для всіх досліджених значень ширини зазору між пластинами товщина перехідного шару залишалася стабільною.

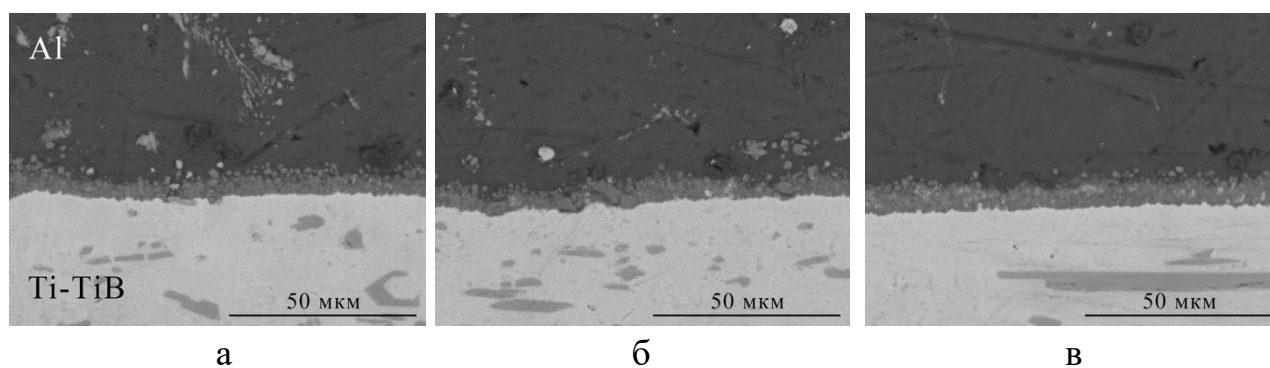
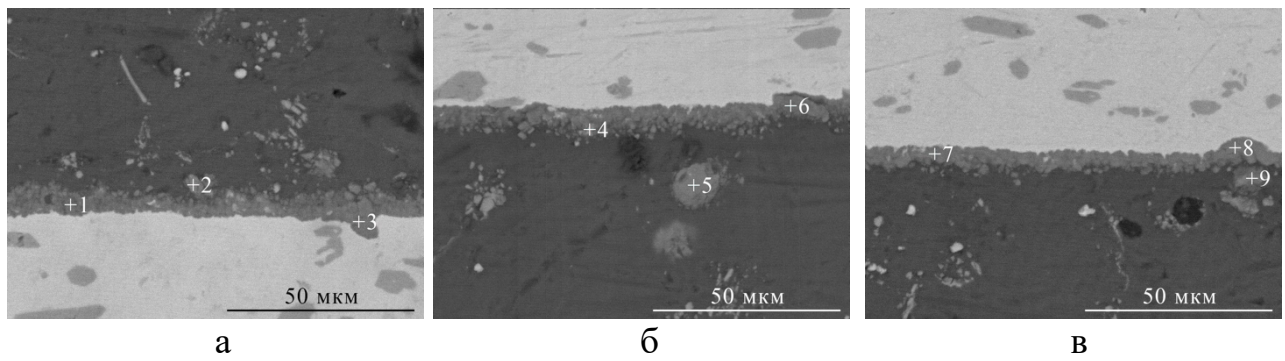


Рисунок 3.21 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових композитів системи Ti-TiB/Al із шириною зазору 0,5 мм (а), 1 мм (б) та 1,5 мм (в) між пластинами титанового сплаву

Концентрація елементів у перехідному шарі, згідно з мікрорентгеноспектральним аналізом у точках (рис. 3.22), складає 10,26-36,9 ат. % Ti та 62,35-89,18 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає фазам TiAl_3 , TiAl_2 , TiAl та твердому розчину титану в алюмінії. Окрім того, у перехідному шарі присутні волокна бориду титану, а деякі з них у результаті взаємодії з розплавом переходять у алюмінієву частину. Рентгенофазовий аналіз вказує на присутність лише титану, боридів титану та алюмінію (рис. 3.23). Інтерметалідних сполук не виявлено.



Атом. %	Точка №								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Al	89,18	23,36	62,35	74,93	83,31	32,21	74,70	71,16	21,54
Ti	10,26	21,49	36,90	24,56	16,69	19,79	24,55	28,35	19,02
Si	0,56	0,68	0,75	0,51	-	0,61	0,75	0,49	0,48
B	-	54,47	-	-	-	47,39	-	-	58,96

Рисунок 3.22 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках тришарових композитів системи Ti-TiB/Al із шириною зазору 0,5 (а), 1 (б) та 1,5 мм (в) між пластинами титанового сплаву

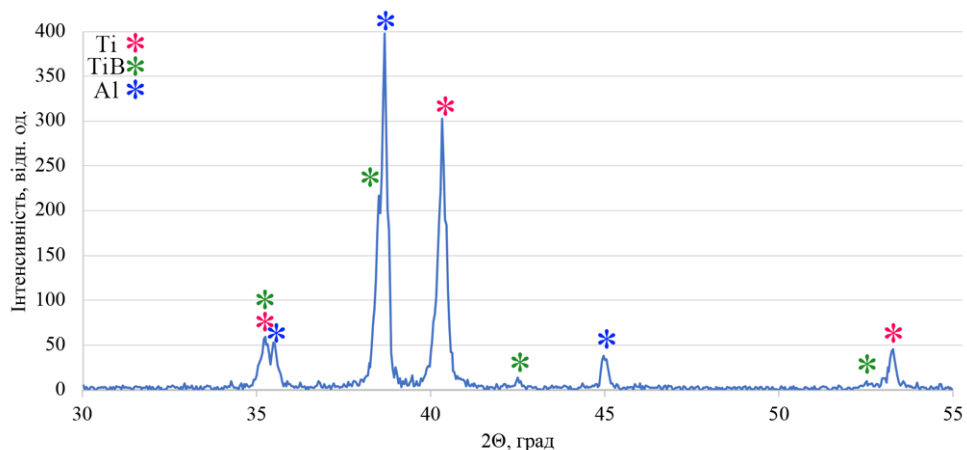


Рисунок 3.23 – Дифрактограма зони взаємодії тришарового композиту системи Ti-TiB/Al із шириною зазору 0,5 мм

3.4.2 Механізм міжфазної взаємодії у системі Ti-TiB/Al за рідкофазного формування

Зважаючи на описаний механізм міжфазної взаємодії у системі BT1-0/Al, механізм взаємодії титану, армованого боридом титану, та розплаву алюмінію можна пояснити наступним чином: у результаті прокатування поверхня вихідного титанового сплаву має дефектну структуру, яка сприяє утворенню нових фаз на

границі розподілу між металами, а контактування твердої вихідної пластини з розплавом алюмінію прискорює дифузійні процеси між ними. Після утворення перехідного шару у зоні взаємодії Ti/Al та досягнення у ньому критичних напружень відбувається його розтріскування. Оскільки у тиглі печі існують теплові потоки, відбувається перенос фрагментів перехідного шару, відділених у результаті його руйнування, від зони взаємодії вглиб розплаву [55, 106], тим самим оголюючи як титанову основу, так і волокна бориду титану, що знаходяться у ній. У результаті повторного процесу утворення, руйнування та відділення фрагментів перехідного шару відбувається видалення волокон бориду титану з поверхні титанової матриці. Подальший перенос волокон в алюмінієву частину, як і фрагментів перехідного шару, відбувається за рахунок теплових потоків у розплаві.

3.5 Механічні властивості шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів, виготовлених рідкофазним формуванням

3.5.1 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи BT1-0/Al під час згину

Для охарактеризування пластичних властивостей тришарового матеріалу системи BT1-0/Al було проведено випробування на 3-точковий згин. Для випробувань використовували зразки із зазором між пластинами 0,5, 1 та 1,5 мм, витримані протягом 300 с за температури 700°C та протягом 900 с за температури 750°C. Встановлено, що відокремлення титанових пластини від алюмінієвої частини не відбувається, а шаруваті зразки не руйнуються під час навантаження. Результати випробувань представлені у табл. 3.1 та на рис. 3.24.

Для всіх зразків не спостерігаються відколи та розшарування у зоні взаємодії Ti/Al (рис. 3.25), що свідчить про хорошу адгезію та якісний металургійний зв'язок між металами. При досягненні кута вигину зразків у

Таблиця 3.1 – Максимальні напруження на згин випробуваних тришарових композитів системи BT1-0/Al

t, °C	S, мм	Середнє значення максимального напруження на згин, МПа
700	0,5	658±8
	1	528±20
	1,5	412±23
750	0,5	689±17
	1	521±21
	1,5	428±20

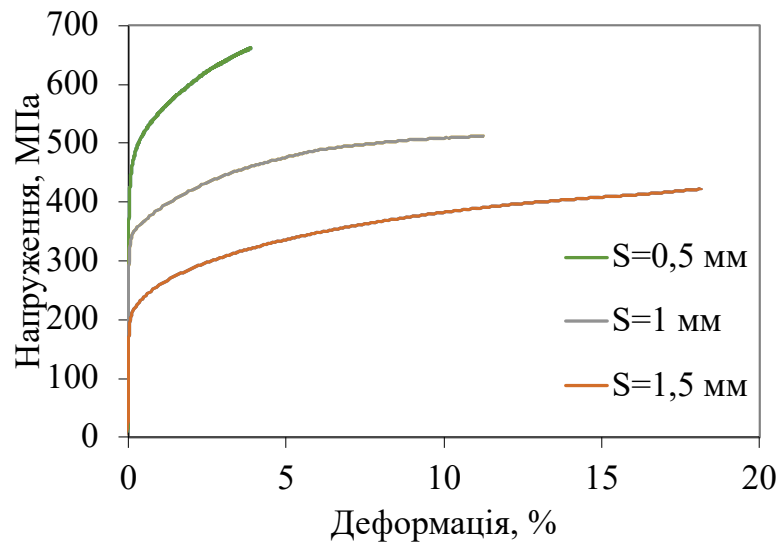


Рисунок 3.24 – Криві напруження – деформація для зразків, витриманих за температури 750 °C з різною шириною зазору між титановими пластинами

діапазоні 130-120° у зоні взаємодії відбувається утворення тріщин (рис. 3.25, б, в), максимальним розміром до 20 мкм, які у результаті не призвели до розшаровування та руйнування досліджуваних зразків. Виходячи з отриманих результатів, можна припустити, що мінімальна товщина перехідного шару позитивно впливає на механічну поведінку зони взаємодії досліджуваних зразків. Адже, як відомо, зародження тріщин відбувається саме у крихкому інтерметалідному шарі [7]. Відповідно, потовщення перехідного шару та утворення в ньому інтерметалідів може призвести до більш активного розтріскування зони взаємодії та руйнування шаруватого матеріалу під час навантаження.

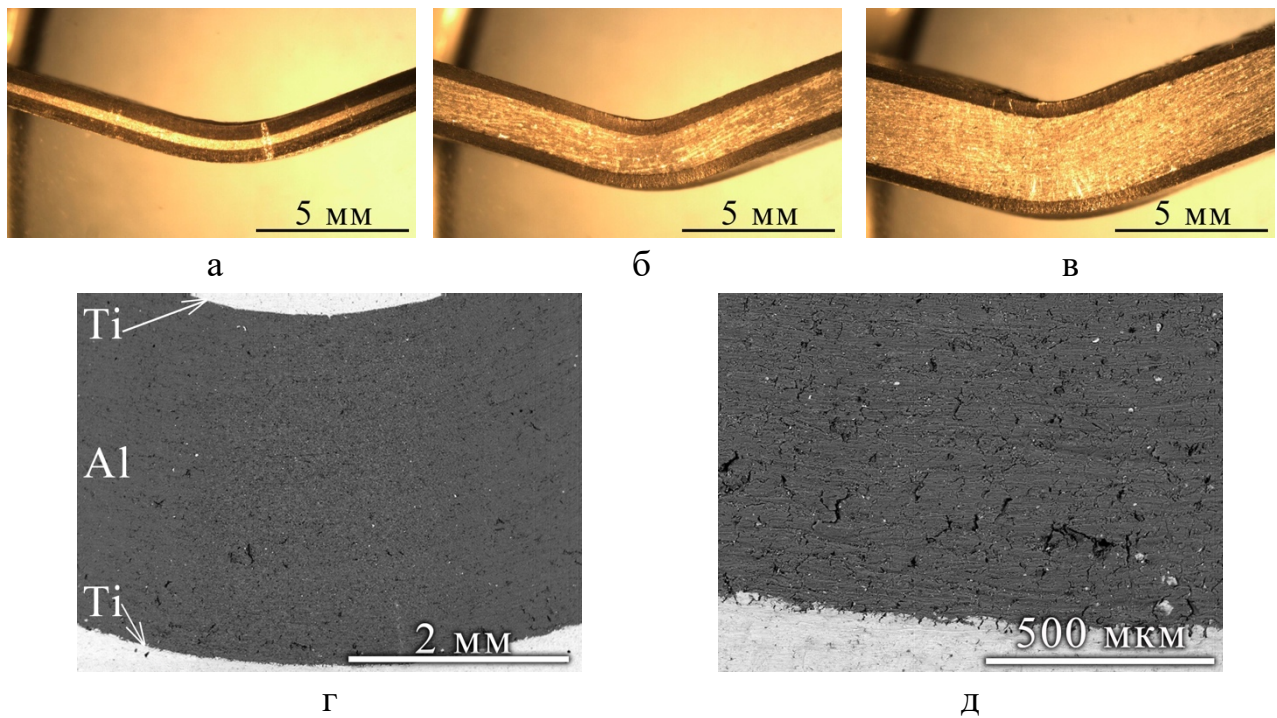


Рисунок 3.25 – Зразки після випробовування на згин із шириною зазору 0,5 (а), 1 (б) та 1,5 мм (в) і зона взаємодії Ti/Al за кута вигину у діапазоні 130-120° (г, д)

3.5.2 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи BT1-0/Al під час розтягу

Тришарові композити системи BT1-0/Al, просочені та витримані протягом 300 с за температури 700 та 750 °C, піддавали випробуванням на розтяг. Отримані результати міцності на розтяг σ_b та деформації ϵ представлені у табл. 3.2 та на рис. 3.26.

Міцність на розтяг вихідних титану та алюмінію марок BT1-0 та A0 становить 400-450 та 40-60 МПа відповідно. У результаті випробувань встановлено, що міцність зразків із зазором 0,5 мм значно більша за значення для інших зразків незалежно від температури витримування. Збільшення товщини алюмінію у зразках до 1 та 1,5 мм призводить до зменшення міцності. Деформація випробуваних матеріалів коливається від 28,5 до 36,3 %.

Таблиця 3.2 – Механічні властивості випробуваних тришарових композитів системи ВТ1-0/Al

$t, ^\circ\text{C}$	$S, \text{мм}$	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг $\sigma_b, \text{МПа}$	Середнє арифметичне значення деформації $\varepsilon, \%$
700	0,5	305 ± 16	$32,1 \pm 3,0$
	1	209 ± 3	$36,3 \pm 0,9$
	1,5	192 ± 5	$34,4 \pm 6,0$
750	0,5	289 ± 9	$28,5 \pm 2,9$
	1	212 ± 6	$31,1 \pm 5,7$
	1,5	206 ± 3	$32,9 \pm 1,8$

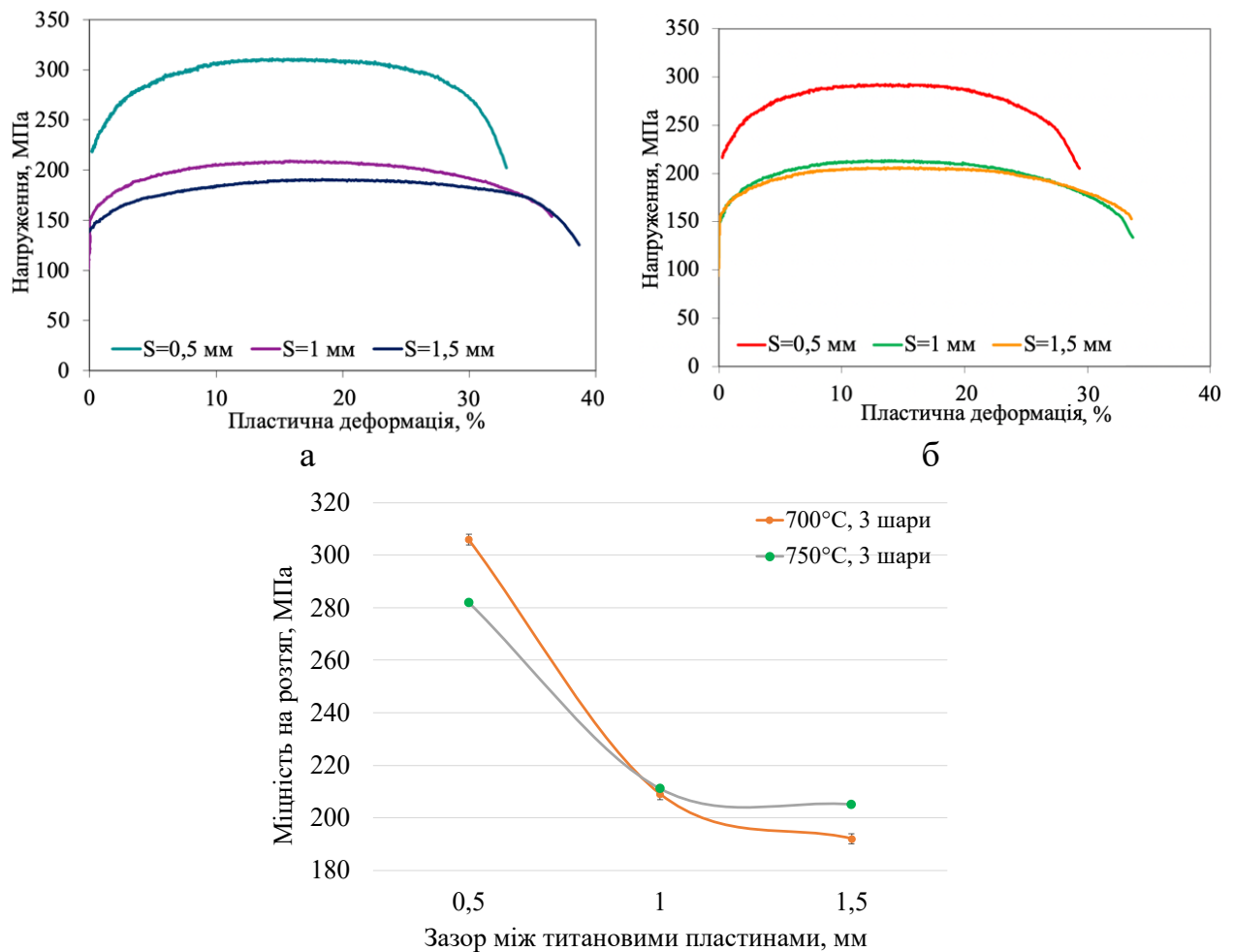


Рисунок 3.26 – Результати випробувань на розтяг: криві напруження – пластична деформація для зразків, витриманих за температури 700 (а) та 750 °C (б), з різною шириною зазору між титановими пластинами та залежність міцності на розтяг від зазору між титановими пластинами (в)

Також було визначено механічні властивості п'ятишарового матеріалу, міцність на розтяг для якого у середньому складала 201 ± 12 МПа, а деформація – $26,0 \pm 5,5$ % (рис. 3.27).

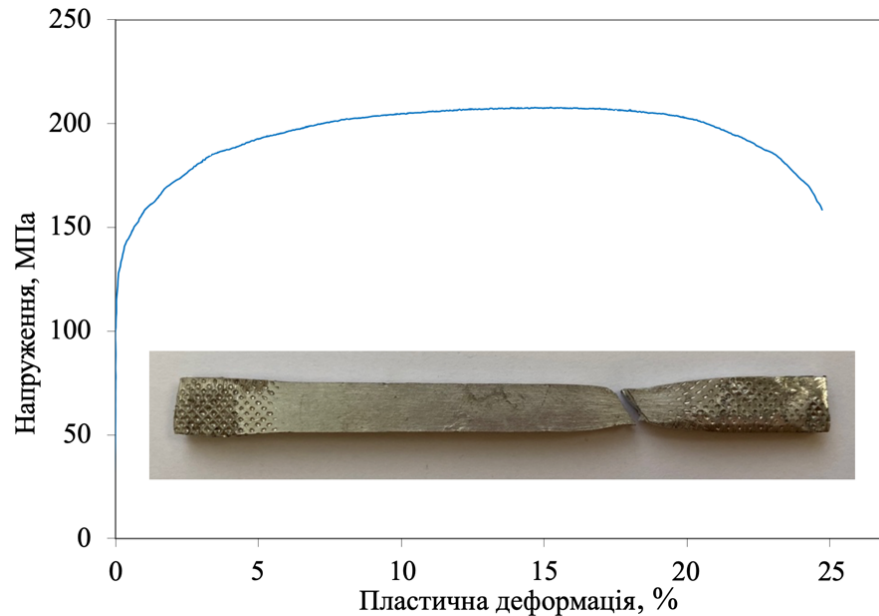


Рисунок 3.27 – Крива напруження – пластична деформація, отримана у результаті випробовування на розтяг п'ятишарового матеріалу та розташування поверхні руйнування зразка

Площина руйнування усіх шаруватих зразків системи ВТ1-0/А1 (рис. 3.28) нахилена приблизно на 45° до вісі розтягу зразка, що свідчить про дію дотичних напружень, які є характерними для пластичних матеріалів. У результаті фрактографічних досліджень зруйнованих зразків (рис. 3.29) встановлено, що руйнування не призводить до повного розшарування матеріалу. Макроскопічні зображення зруйнованих зразків (рис. 3.29, г, д, ж) демонструють що розшарування матеріалу відбувається по алюмінієвій частині, що свідчить про міцний адгезійний зв'язок між металами. Усі поверхні зламу алюмінієвої та титанової сторони були з ямками, демонструючи типову поведінку за пластичного руйнування.

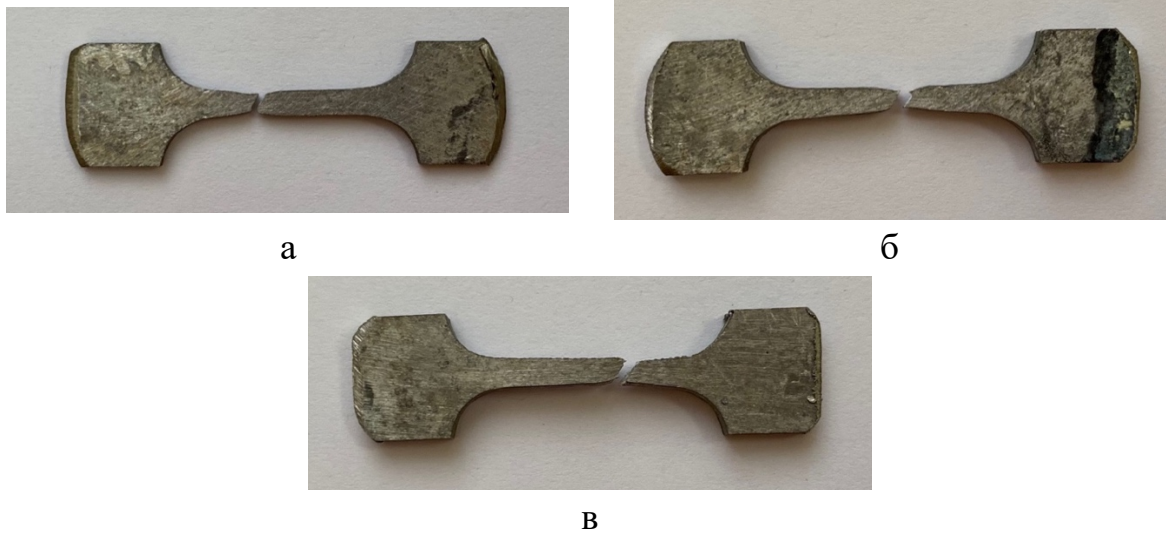


Рисунок 3.28 – Розташування поверхні руйнування зразків, витриманих за температури 700 °С, із шириною зазору 0,5 (а), 1 (б) та 1,5 мм (в)

3.5.3 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи ВТ1-0/АІ на механічні властивості

У результаті визначення міцності на розтяг тришарового матеріалу було встановлено, що зі збільшенням товщини алюмінієвого шару у композиті від 1 до 1,5 мм значення міцності знижуються незначно. Окрім того, відомо, що пружні властивості та механічна міцність шаруватих матеріалів, на відміну від пластичності та в'язкості, підпорядковуються правилу сумішей [85]. Дане правило дозволяє проаналізувати і спрогнозувати вплив кожної структурної складової, а відповідно і алюмінію у розглянутому випадку, на властивості композиційних матеріалів.

Для аналізу було визначено загальну товщину отриманих три- та п'ятишарових композитів, сумарні товщини титану й алюмінію та їх об'ємні частки у матеріалах. Оскільки товщина перехідного шару складала 0,2-0,36 % від товщини всього матеріалу, а сам шар не містив фаз, які б могли значним чином вплинути на механічні властивості, та не був однорідним за своїм складом, його внесок у міцність матеріалу не враховували у розрахунках. Результати розрахунків наведено у табл. 3.3 та на рис. 3.30.

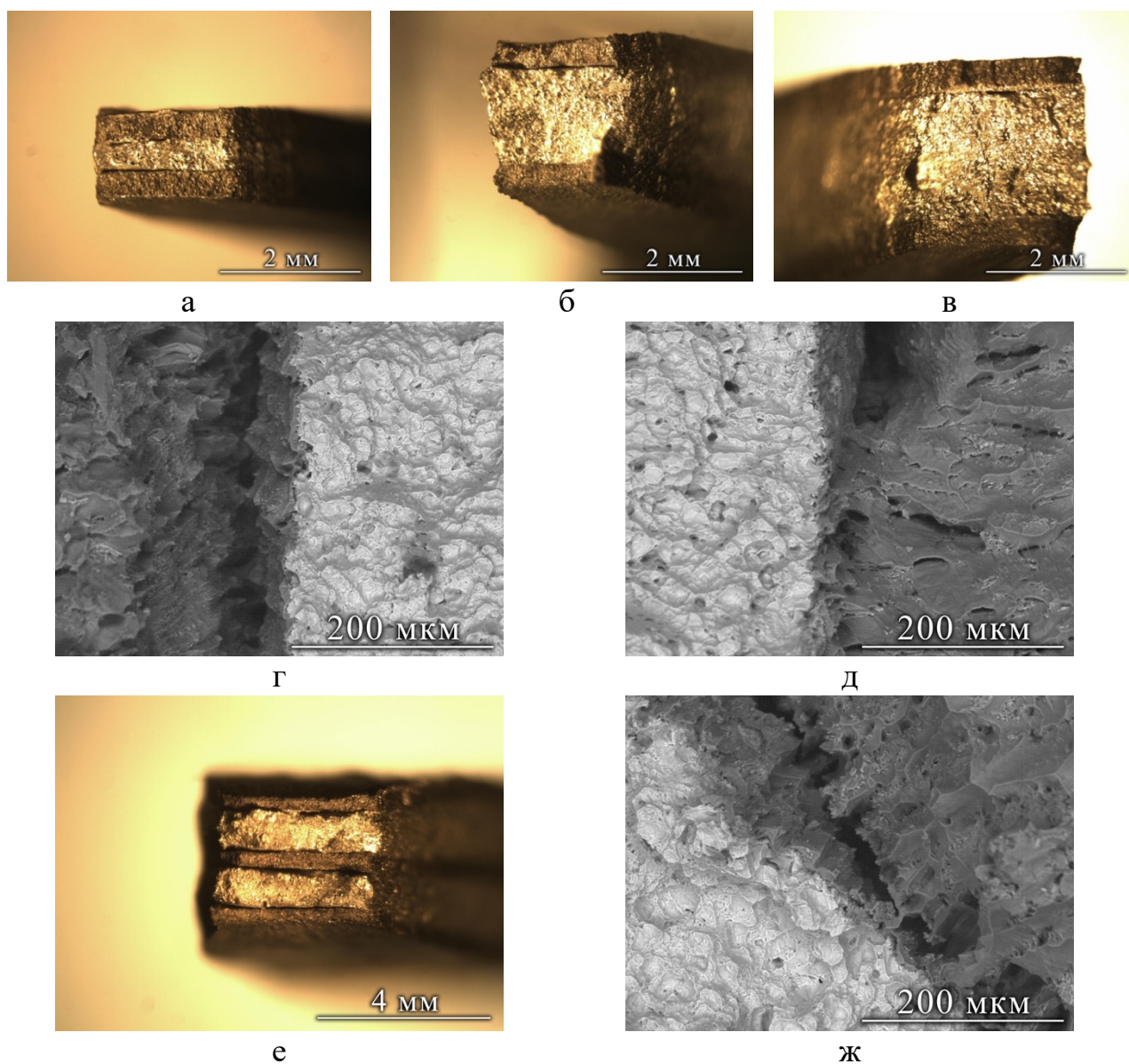


Рисунок 3.29 – Поверхня зламу після руйнування тришарових (а-в) та п'ятишарового зразків (е), витриманих за температури 700 °С, з шириною зазору 0,5 (а), 1 (б, е) та 1,5 мм (в) та фрактографія зони взаємодії тришарового зразка з шириною зазору 1 мм (г, д) та п'ятишарового зразка (ж)

Спостерігаємо, що товщина алюмінієвого шару мала відхилення від вихідної ширини зазору між пластинами, куди просочувався розплав. Збільшення вмісту алюмінію у матеріалі призводить до зниження міцності на розтяг. Збільшення кількості шарів у матеріалі, а відповідно і границь поділу, значним чином не впливає на міцність, проте знижує деформацію матеріалу. Експериментальні результати корелюються з розрахунковими для усіх зразків із максимальною розбіжністю 8,4 %, що дозволяє достовірно прогнозувати властивості отримуваних матеріалів.

Таблиця 3.3 – Порівняння розрахункових та експериментальних механічних властивостей шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Міцність на розтяг, МПа		Різниця	
		Ti	Al	Ti	Al	Експери- ментальна (середня)	Розра- хована	МПа	%
3-шаровий матеріал, t =700 °C									
0,5	1,58	1	0,58	63,29	36,71	305	316	-10,8	-3,5
1	2,9	1	1,9	34,54	65,46	209	195	13,8	6,6
1,5	3,32	1	2,32	30,13	69,87	192	176	16,1	8,4
3-шаровий матеріал, t =750 °C									
0,5	1,68	1	0,68	59,53	40,47	289	299	-10,3	-3,5
1	2,46	1	1,46	40,65	59,35	212	220	-8,4	-3,9
1,5	2,72	1	1,72	36,81	63,19	206	205	1,4	0,6
5-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	4,52	1,5	3,02	33,21	66,79	201	189	11,5	5,7
7-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	5,6	2	3,6	35,59	64,41	-	199	-	-

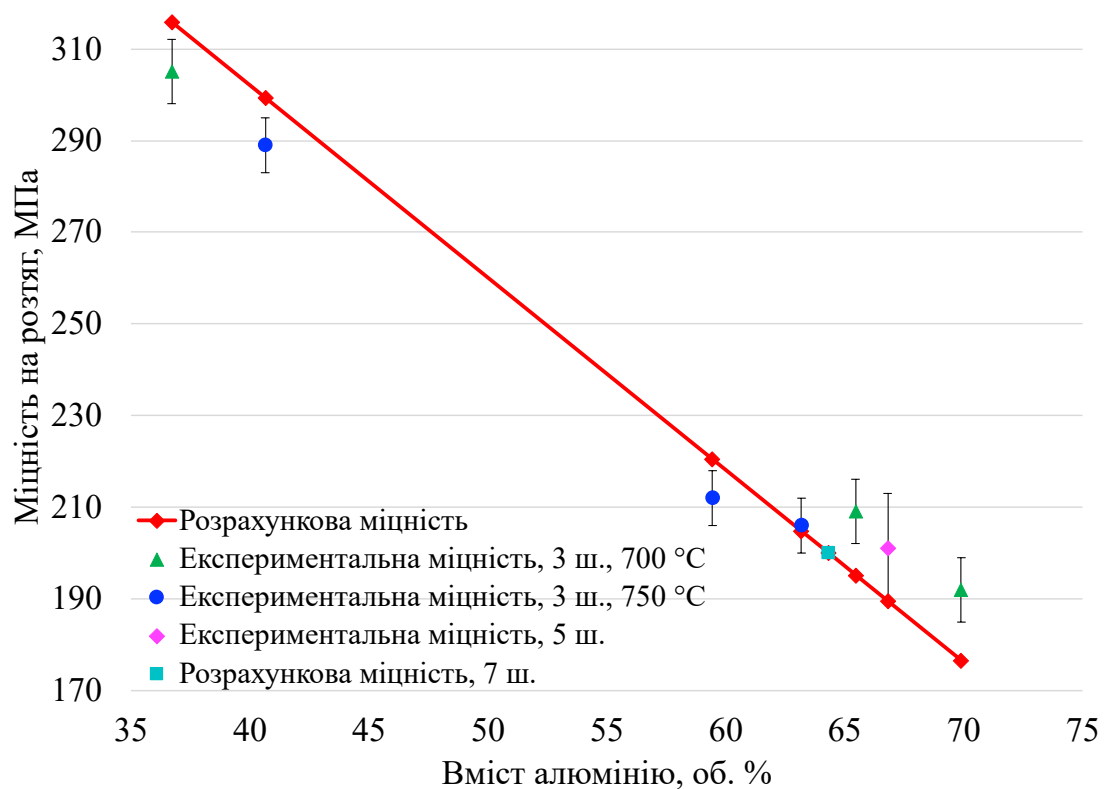


Рисунок 3.30 – Залежність граничної міцності на розтяг від вмісту алюмінію у шаруватому матеріалі

Отримані зразки семишарового композиційного матеріалу системи VT1-0/Al не вдалося випробувати через геометричні обмеження універсальної машини, яку використовували. Розраховане значення міцності на розтяг, за умови вмісту 64,41 об. % алюмінію у матеріалі, складає 199 МПа.

У результаті порівняння експериментально отриманих та розрахованих за правилом сумішей результатів авторами [22] встановлено, що відхилення від правила відбувається у шаруватих матеріалах, де вміст алюмінію менше 20 об. %, а основними факторами, які на це впливають, є шорсткість та нерівність границі розподілу виготовленого матеріалу, наявність інтерметалідного шару у зоні взаємодії Ti/Al та зміна ефекту обмеження (constraint effect) під час руйнування.

На початку навантаження титанові та алюмінієві шари деформуються пружно. Зі збільшенням деформації алюміній деформується пластично, а титан продовжує деформуватися пружно. Під час подальшого навантаження всі шари деформуються пластично. На другому етапі навантаження у тонкому алюмінієвому шарі, обмеженому твердим титаном, виникають геометрично необхідні дислокації, що зміцнюють його. У результаті навантаження експериментальна крива напруження – деформація стає вищою у порівнянні з розрахованою за правилом сумішей. Ефект обмеження також спостерігають у паяних сталях, де зменшення товщини припою призводить до збільшення міцності з'єднання [107], та матеріалах з градієнтною структурою [108-109], де градієнт деформації сприяє утворенню геометрично необхідних дислокацій і призводить до додаткового деформаційного зміцнення.

Аналізуючи отримані результати, можемо припустити, що у результаті збільшення об'ємного вмісту алюмінію у матеріалі більше 70 об. % різниця між експериментальними та розрахунковими значеннями міцності на розтяг також буде збільшуватися. Зменшення об'ємного вмісту алюмінію у матеріалі менше 20 об. %, у свою чергу, призводитиме до виникнення ефекту обмеження у ньому. Тому вміст алюмінію від 20 до 70 об. % є оптимальним для достовірного прогнозування та регулювання властивостей матеріалів.

3.5.4 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи VT6/Al під час розтягу

Тришарові композиційні матеріали системи VT6/Al, просочені та витримані протягом 300 с за температури 700 °C, піддавали випробуванням на розтяг.

Міцність на розтяг вихідних титанового та алюмінієвого сплавів становить 835-1100 та 40-60 МПа відповідно. У результаті випробувань встановлено, що міцність тришарового пакету з шириною зазору 0,5 мм є найбільшою серед досліджуваних зразків. Збільшення ширини зазору до 1 та 1,5 мм призводить до зменшення міцності. Пластична деформація випробовуваних матеріалів знаходиться у межах 9,8-15,3 %. Результати випробувань на розтяг тришарових матеріалів системи VT6/Al представлені у табл. 3.4 та на рис. 3.31.

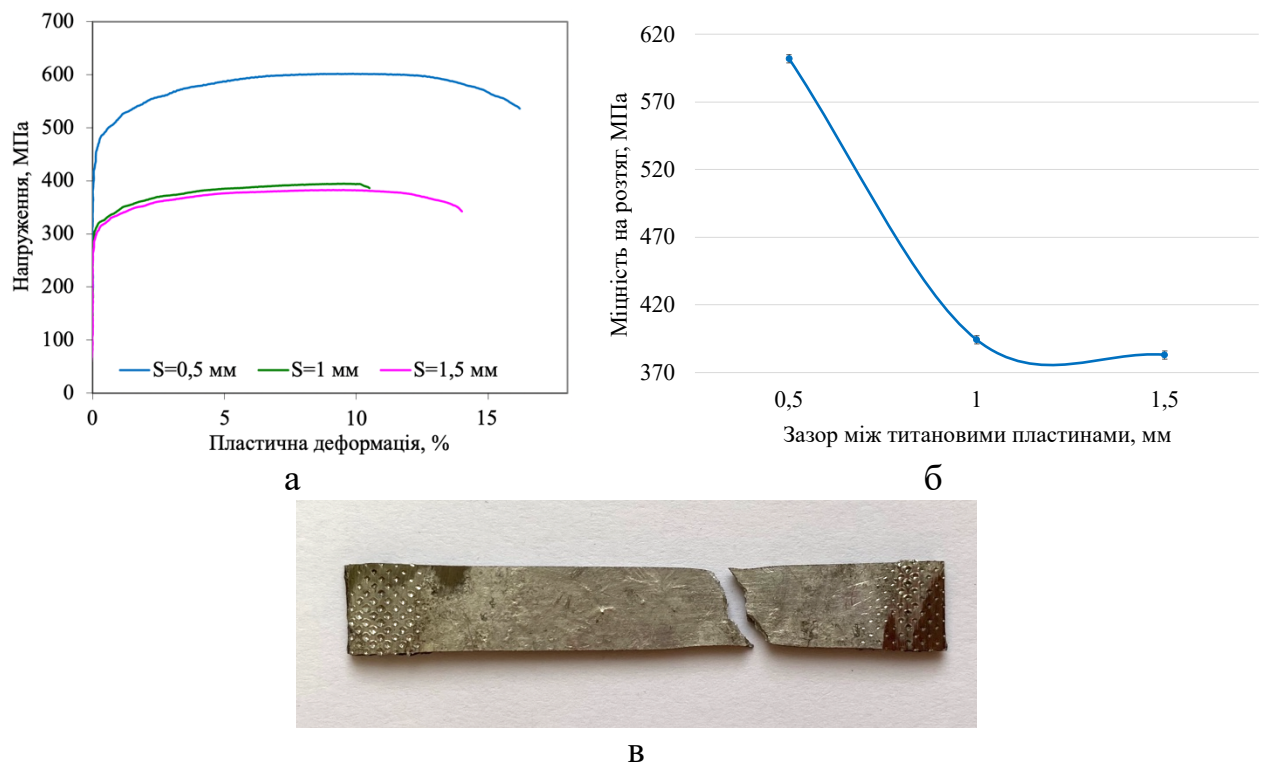


Рисунок 3.31 – Результати випробувань на розтяг: криві напруження – пластична деформація для зразків з різною шириною зазору між пластинами титанового сплаву (а), залежність міцності на розтяг від ширини зазору (б), розташування поверхні руйнування зразка з шириною зазору 0,5 мм (в)

Таблиця 3.4 – Механічні властивості випробуваних тришарових композитів системи ВТ6/АІ

t, °C	S, мм	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_B , МПа	Середнє арифметичне значення деформації ε , %
700	0,5	602±15	15,3±2,4
	1	394±17	9,8±1,8
	1,5	383±18	14,6±1,9

Площина руйнування випробовуваних зразків нахилена приблизно на 45 ° до вісі розтягу зразка (рис. 3.31, в), що притаманне для пластичних матеріалів. Розшарування, що утворюються у результаті руйнування, є незначними за глибиною та не призводять до повного розшарування матеріалу (рис. 3.32).

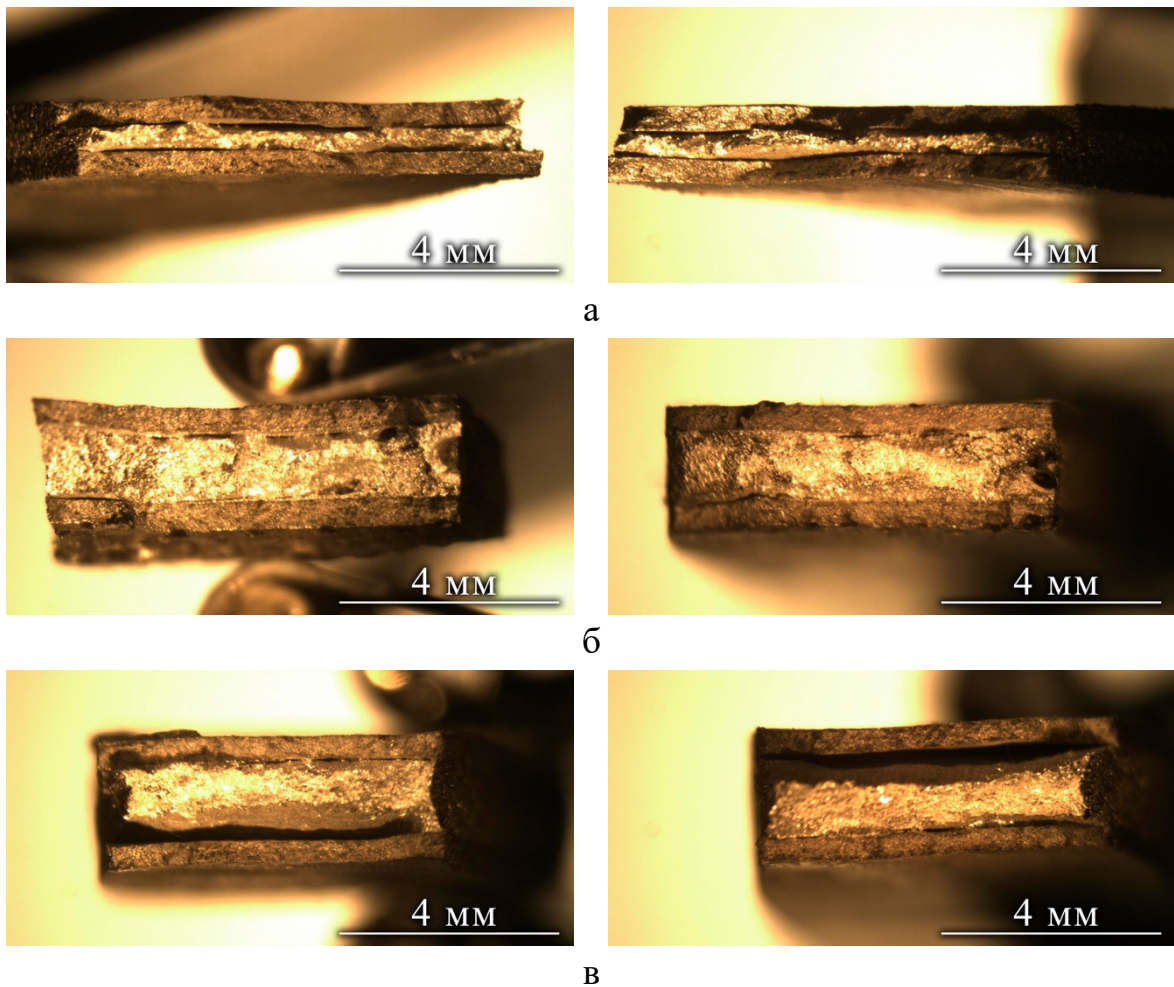


Рисунок 3.32 – Поверхня зламу після руйнування тришарових зразків з шириною зазору 0,5 (а), 1 (б) та 1,5 мм

3.5.5 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи BT6/Al на міцність на розтяг

Для аналізу впливу вмісту алюмінію у шаруватому композиційному матеріалі системи BT6/Al на міцність на розтяг та прогнозування властивостей п'яти- та семишарових матеріалів було визначено загальну товщину отриманих тришарових композитів, сумарні товщини титану й алюмінію та їх об'ємні частки у матеріалах. Оскільки товщина перехідного шару складала 0,1-0,3 % від товщини всього матеріалу, а сам шар не містив фаз, які б могли значним чином вплинути на механічні властивості, та не був однорідним за своїм складом, його внесок у міцність матеріалу не враховували у розрахунках. Результати розрахунків наведено у табл. 3.5 та на рис. 3.33.

Таблиця 3.5 – Порівняння розрахункових та експериментальних механічних властивостей шаруватих композиційних матеріалів системи BT6/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Міцність на розтяг, МПа		Різниця	
		Ti	Al	Ti	Al	Експери- ментальна (середня)	Розра- хована	МПа	%
3-шаровий матеріал, t =700 °C									
0,5	1,68	1	0,68	59,41	40,59	602	602	-0,5	-0,1
1	2,75	1	1,75	36,37	63,63	394	388	6,1	1,5
1,5	2,92	1	1,92	34,21	65,79	383	368	14,8	3,9
5-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	5,1	1,5	3,6	29,42	70,58	-	323	-	-
7-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	5,8	2	3,8	34,52	65,48	-	371	-	-

Як і для системи BT1-0/Al, спостерігаємо, що товщина алюмінієвого шару має відхилення від вихідної ширини зазору між пластинами, а збільшення об'ємної частки алюмінію у матеріалі призводить до зниження міцності на розтяг. Експериментальні результати корелюються з розрахунковими для усіх зразків із максимальною розбіжністю 3,9 %, що дозволяє достовірно прогнозувати властивості отримуваних матеріалів.

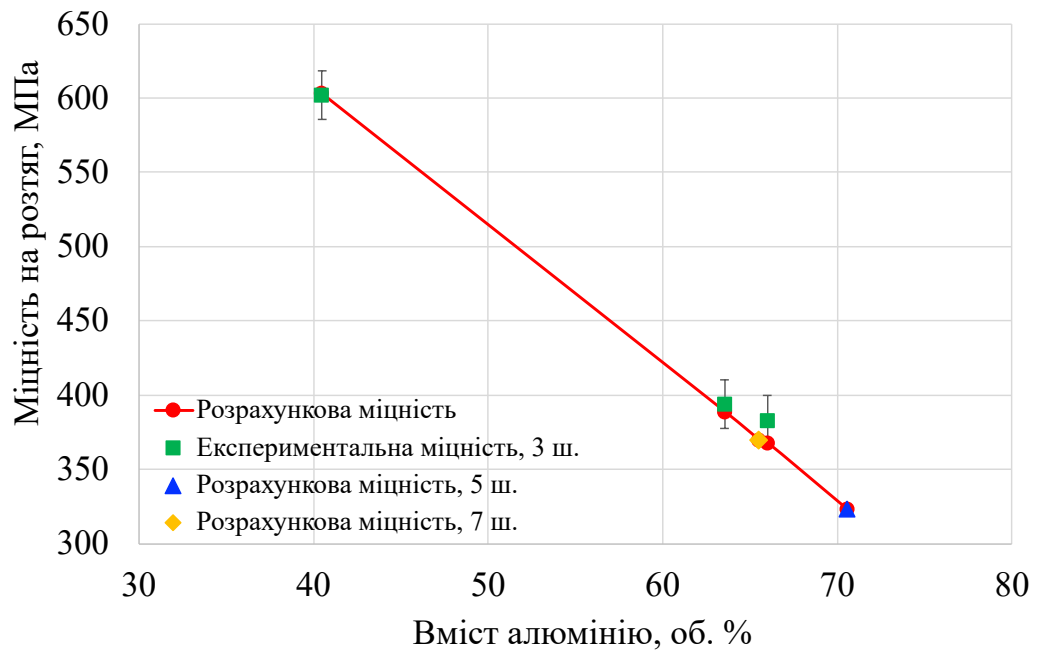


Рисунок 3.33 – Залежність границі міцності на розтяг від вмісту алюмінію у шаруватому матеріалі

Отримані зразки п'яти- та семишарового матеріалу не вдалося випробувати через геометричні обмеження універсальної машини, яку використовували. Так, розраховане значення міцності на розтяг складає 323 МПа для п'ятишарового композиту з 70,58 об. % алюмінію у об'ємі матеріалу та 371 МПа для семишарового композиту з 65,48 об. % алюмінію у об'ємі матеріалу.

3.5.6 Поведінка шаруватих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al під час розтягу

Випробуванням піддавали тришарові композиційні матеріали, просочені та витримані протягом 300 с за температури 700 °С. Товщина вихідних пластин Ti-TiB складала 1,4 мм, а ширина зазору між ними – 1,5 мм.

У результаті випробувань встановлено, що міцність на розтяг тришарового пакету у середньому становить 479 ± 18 МПа, а деформація – $14,96 \pm 1,7$ % (рис. 3.34).

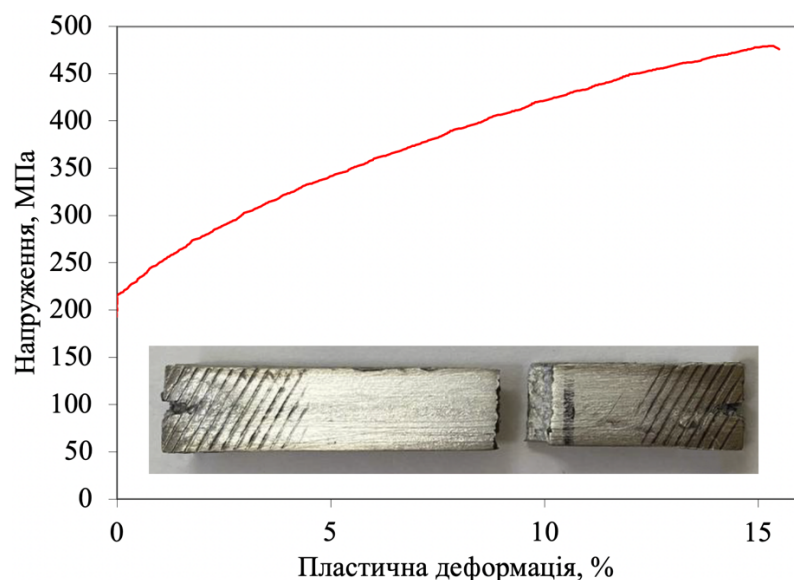


Рисунок 3.34 – Результати випробувань на розтяг: крива напруження – пластична деформація для зразка системи Ti-TiB/Al з шириною зазору 1,5 мм та розташування поверхні руйнування зразка

Площини руйнування зразків розташовані перпендикулярно до вісі розтягу зразка (рис. 3.34), що свідчить про дію нормальних напружень, які є характерними для крихких матеріалів. Руйнування зразків за розтягу не призводить до повного розшарування матеріалу.

3.5.7 Вплив вмісту алюмінію у шаруватих композиційних матеріалах системи Ti-TiB/Al на міцність на розтяг

Для аналізу впливу вмісту алюмінію у шаруватому композиційному матеріалі системи Ti-TiB/Al на міцність на розтяг було визначено загальну товщину отриманого тришарового матеріалу, сумарні товщини титану й алюмінію та їх об'ємні частки у ньому. Також за правилом сумішей було розраховано передбачувані значення міцності на розтяг для матеріалів з різною об'ємною часткою алюмінію. У розрахунках не враховували вплив товщини перехідного шару, що складає 0,3-0,31 % від товщини всього матеріалу, на міцність шаруватого матеріалу. Результати розрахунків наведено у табл. 3.7 та на рис. 3.35.

Таблиця 3.7 – Порівняння розрахункових та експериментальних механічних властивостей шаруватих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Міцність на розтяг, МПа	
		Ti	Al	Ti	Al	Експериментальна (середня)	Розрахована
1,5	4,42	2,92	1,5	66,09	33,91	479	480
-	-	-	-	60	40	-	440
-	-	-	-	40	60	-	310
-	-	-	-	20	80	-	180

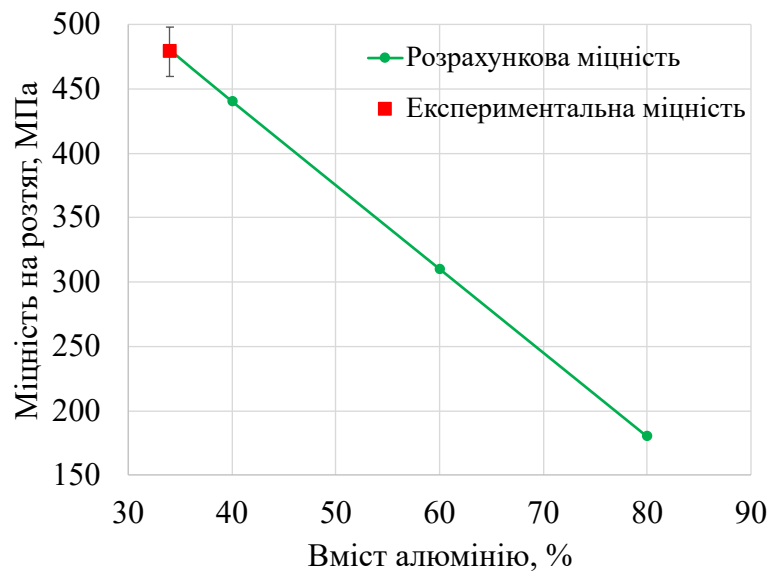


Рисунок 3.35 – Передбачувана залежність границі міцності на розтяг від вмісту алюмінію у шаруватому матеріалі системи Ti-TiB/Al

Зважаючи на попередньо отримані результати міцності на розтяг для систем BT1-0/Al та BT6/Al, вірогідно, що зі збільшенням об'ємної частки алюмінію у матеріалі міцність зменшуватиметься – передбачувана міцність, за умови 80 об. % алюмінію, складає 180 МПа.

3.6 Порівняння властивостей композиційних матеріалів систем BT1-0/Al, BT6/Al та Ti-TiB/Al з відомими матеріалами

Скорочення часу від початку розроблення матеріалу до його впровадження у виробництво є важливим на сьогодні. Застосування комп'ютерних технологій

у яких накопичується та оброблюється інформація про властивості матеріалів та комп'ютерно асистована інтеграція проектування виробів та матеріалів сприяють вирішенню даної задачі.

Один з напрямків такої комп'ютерної інтеграції опирається насамперед на одержання та обробку даних і засоби візуалізації для вибору матеріалів. Для роботи застосовують алгоритми пошуку, аналіз й оптимізацію за заданими критеріями у базах даних. Даний підхід передбачає отримання найкращої комбінації властивостей матеріалів для реалізації заданих службових характеристик. Такий підхід втілено у вигляді систем доступу до різноманітних баз даних, серед яких виділяється система Cambridge Engineering Selector (CES), розроблена фірмою Granta Design [101].

Для порівняння властивостей отриманих шаруватих матеріалів було створено графіки Ешбі, на яких відображено зв'язок міцності на розтяг з їх густиною (рис. 3.36).

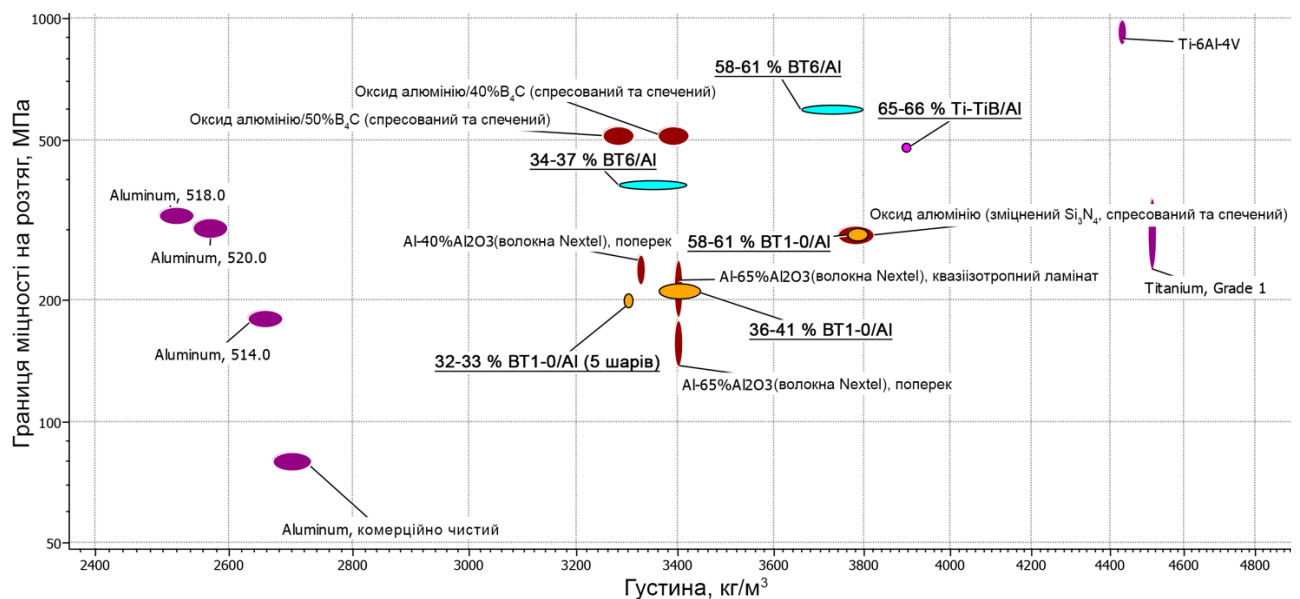


Рисунок 3.36 – Графік Ешбі з відображеними властивостями виготовлених матеріалів системи Ti/Al у порівнянні зі вже відомими

Виготовлені композити ідентифікуються як помаранчеві, бірюзові та малинова області на графіку. Можна помітити, що отримані шаруваті матеріали системи BT1-0/Al за властивостями не поступаються алюмінієвим композитам,

додатково армованим волокнами Al_2O_3 , та композитам на основі глинозему, зміцненим нітридом кремнію. У порівнянні з технічно чистим титаном шаруваті матеріали системи BT1-0/Al мають дещо нижчі показники міцності на розтяг, проте ці композити значно виграють у вазі. Порівняно з технічно чистим алюмінієм вага шаруватих матеріалів є вищою у 1,2-1,4 рази, разом з цим, міцність також підвищується у 3-5 разів. Шаруваті композиційні матеріали системи BT6/Al виграють у вихідного титанового сплаву у вазі поряд з певним зниженням міцності. Композити системи Ti-TiB/Al, у свою чергу, мають значну перевагу у міцності та вазі у порівнянні з технічно чистим титаном. Таким чином, завдяки простоті виготовлення отриманих матеріалів та їх привабливим механічним властивостям, шаруваті композити системи Ti/Al є відмінним кандидатом для інженерних застосувань, які вимагають поєднання низької ваги та високої міцності.

3.7 Висновки до розділу 3

У роботі представлено технологічні основи виготовлення шаруватих Ti/Al композиційних матеріалів рідкофазним формуванням з використанням флюсу евтектичного сплаву KF-AlF₃, що забезпечує рівномірне просочення алюмінієвого розплаву між пластинами на основі титану.

Встановлено, що за мінімального часу контакту твердих титанових пластин з рідким алюмінієм відбувається їх взаємодія та утворення перехідного шару між ними. Збільшення температури витримування та ширини зазору між пластинами не впливає на зону взаємодії та фазовий склад перехідного шару у досліджених матеріалах.

Досліджено вплив ширини зазору між титановими пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету та встановлено, що його збільшення від 0,5 до 1,5 мм призводить до збільшення швидкості підйому розплаву від $1,6 \pm 0,12$ до $2,9 \pm 0,20$ мм/с за температури розплаву 750 °С.

Досліджено вплив часу витримування просоченого шаруватого титанового пакету на його міжфазну взаємодію з розплавом алюмінію. Встановлено, що збільшення часу витримування від 15 до 900 с призводить до потовщення утвореного перехідного шару у зоні взаємодії від $2,1 \pm 0,1$ до $3,2 \pm 0,17$ мкм та укрупнення його зерен. Для утворення рівномірного перехідного шару достатньо витримування у розплаві після просочення протягом 300 с.

Зміна вихідного матеріалу пластин з титану марки VT1-0 на сплави VT6 або Ti-TiB не впливає на морфологію зони взаємодії, але призводить до потовщення перехідного шару: 3,8-4,2 мкм для системи VT6/Al та 6,3-6,5 мкм для Ti-TiB/Al. Товщина утвореного перехідного шару не змінюється для всіх значень ширини зазору.

Методами енергодисперсійного та рентгенофазового аналізів встановлено, що перехідний шар, утворений на границі розподілу у композитах систем VT1-0/Al та VT6/Al складається з твердих розчинів титану в алюмінії та алюмінію в титані. У зоні взаємодії композиту системи Ti-TiB/Al окрім твердих розчинів присутній також борид титану. Для усіх досліджених систем представлено механізми міжфазної взаємодії твердих пластин на основі титану та рідкого алюмінію.

Дослідженнями виготовлених композиційних матеріалів на 3-точковий згин та розтяг було встановлено, що зразки не розшаровуються у результаті проведених досліджень. Така поведінка свідчить про якісний адгезійний зв'язок між металами. Міцність на розтяг композитів систем VT1-0/Al, VT-6/Al та Ti-TiB/Al максимально сягає 305 ± 16 , 602 ± 15 та 479 ± 18 МПа відповідно.

У результаті аналізу отриманих матеріалів встановлено, що збільшення об'ємної частки титану у композиційних матеріалах призводить до збільшення міцності. Експериментальні результати корелюються з правилом сумішей.

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ПРОКАТУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ Ti/Al КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ РІДКОФАЗНИМ ФОРМУВАННЯМ

4.1 Структура і властивості шаруватого композиційного матеріалу системи VT1-0/Al, виготовленого рідкофазним формуванням та прокатуванням

4.1.1 Вплив прокатування та товщини алюмінієвого шару на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи VT1-0/Al

Для дослідження можливості подальшого оброблення шаруватих матеріалів використовували рідкофазно сформовані тришарові матеріали системи VT1-0/Al. Пакети для просочення виготовляли з пластин титану розмірами 50×70×1 мм, ширина зазору між пластинами складала 1 та 1,5 мм. Пакети витримували у алюмінієвому розплаві протягом 300 с за температури 700 °C. Зразки із кожною шириною зазору піддавали одному та двом циклам прокатування у атмосфері повітря без попереднього нагрівання. У результаті було отримано зразки зі ступенем обтискання 0,27, 0,35, 0,30, 0,45 (табл. 4.1, рис. 4.1).

Таблиця 4.1 – Характеристики матеріалів, що піддавали прокатуванню

Ширина зазору S, мм	1	1	1,5	1,5
Кількість циклів прокатування	1	2	1	2
Ступінь обтискання	0,27	0,35	0,30	0,45

У результаті прокатування спостерігаємо зміну структури зони взаємодії у порівнянні з вихідною (рис. 4.2). Утворений у результаті рідкофазного формування перехідний шар фрагментується, а його зерна переходять у алюміній. Також спостерігаємо зони розриву титану, які виникають під час прокатування, та які одночасно заповнюються пластичним алюмінієм. Ані товщина алюмінієвого шару, ані зміна ступеня обтискання значним чином не впливають на зону взаємодії.

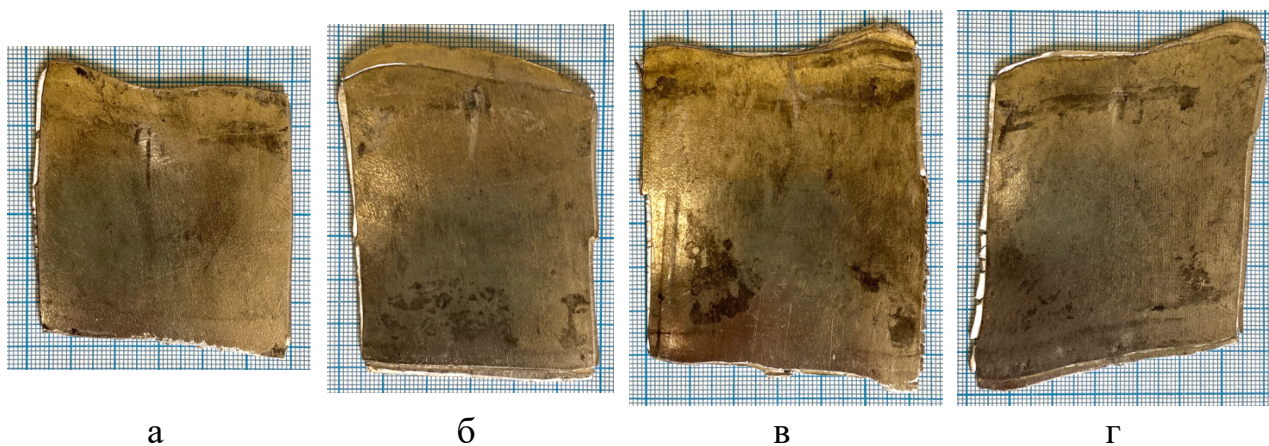


Рисунок 4.1 – Тришарові матеріали з шириною зазору $S=1$ мм (а, б) і $S=1,5$ мм (в, г) та ступенем обтискання 0,27 (а), 0,35 (б), 0,30 (в) та 0,45 (г) після прокатування

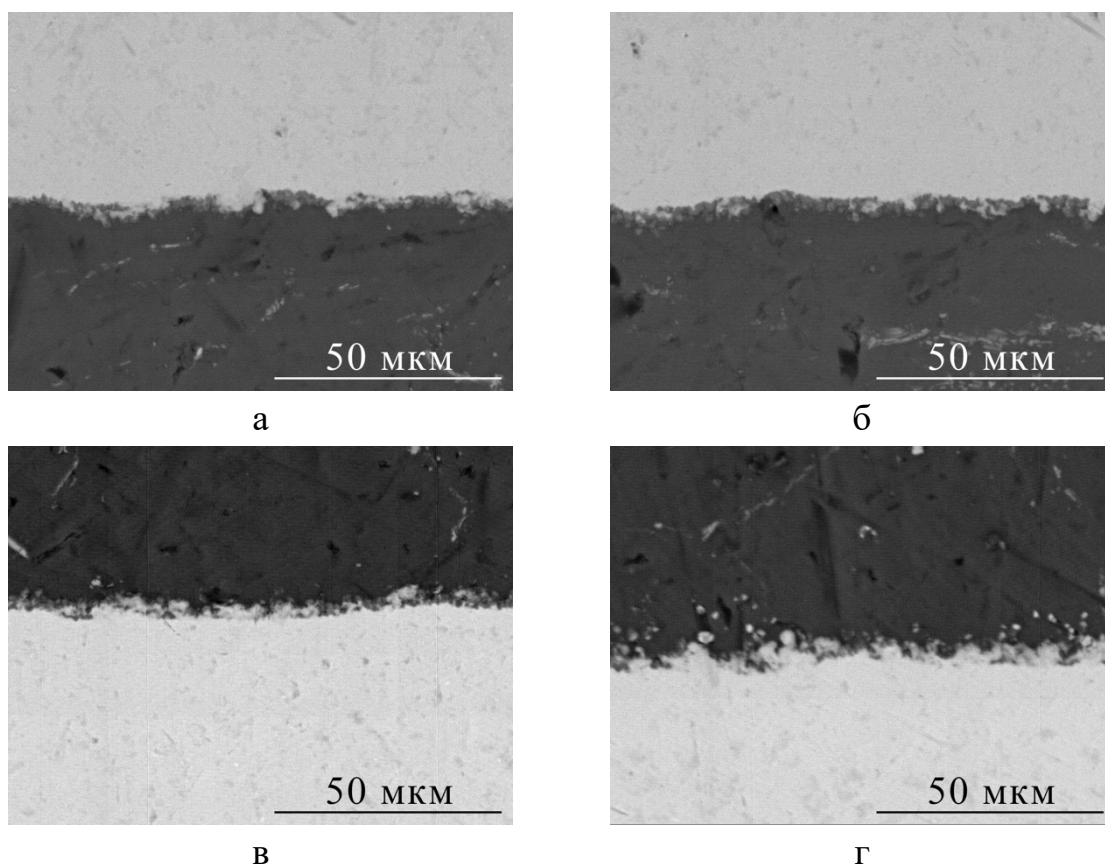
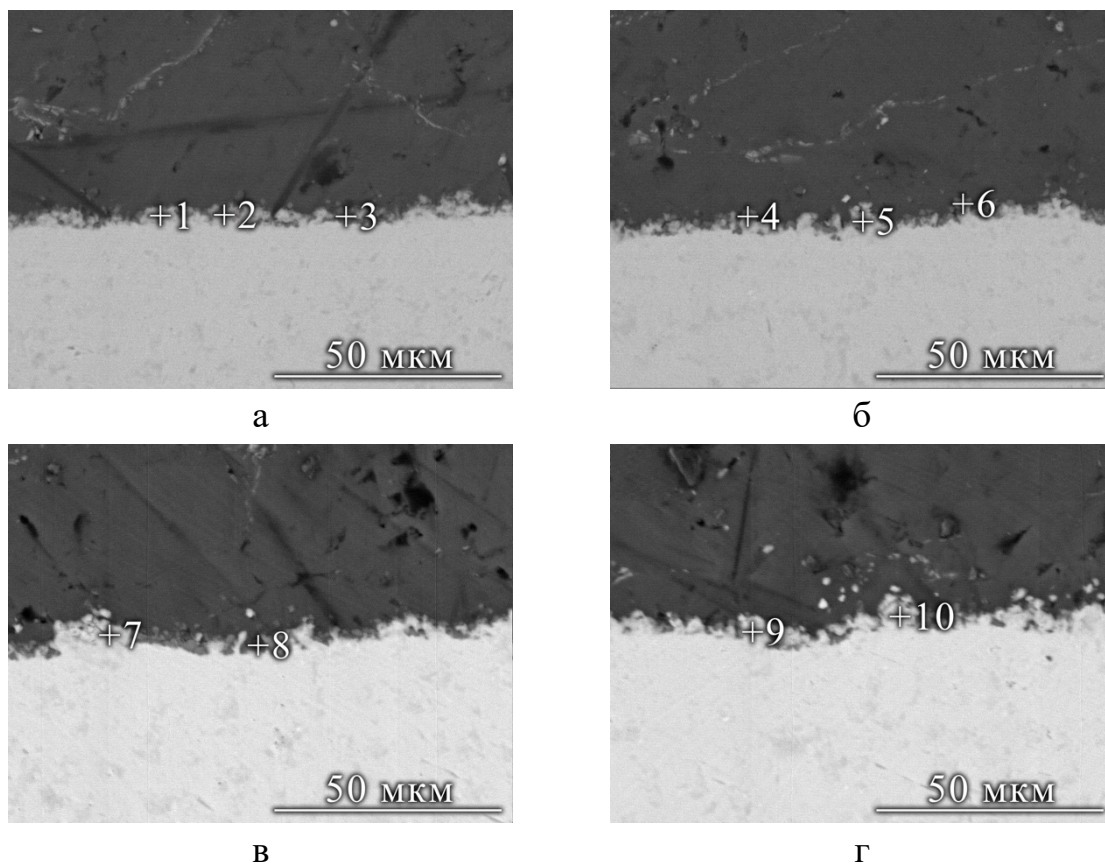


Рисунок 4.2 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових матеріалів з шириною зазору $S = 1$ мм (а, б) і $S = 1,5$ мм (в, г) та ступенем обтискання 0,27 (а), 0,35 (б), 0,30 (в) та 0,45 (г) після прокатування

Мікрорентгеноспектральний аналіз у точках (рис. 4.3) вказує, що концентрація елементів у перехідному шарі знаходиться в діапазоні 31,94-73,36 ат. % Ti та 25,34-76,53 ат. % Al, і за стехіометричним складом відповідає фазам $TiAl$, $TiAl_2$, Ti_3Al та твердому розчину титану в алюмінії. Однак проведеним рентгенофазовим аналізом (рис. 4.4) встановлено, що у зоні взаємодії титану та алюмінію відсутні будь-які інтерметалідні фази.



Атом. %	Точка №									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Al	46,83	55,22	59,38	57,51	39,09	67,73	34,37	76,53	25,34	29,81
Ti	52,98	44,64	39,93	32,14	60,51	31,94	65,37	22,81	73,36	70,19
Si	0,19	0,14	0,69	0,35	0,40	0,33	0,26	0,66	0,30	-

Рисунок 4.3 – Мікрорентгеноспектральний аналіз у точках тришарових матеріалів з шириною зазору $S = 1$ мм (а, б) і $S = 1,5$ мм (в, г) та ступенем обтискання 0,27 (а), 0,35 (б), 0,30 (в) та 0,45 (г) після прокатування

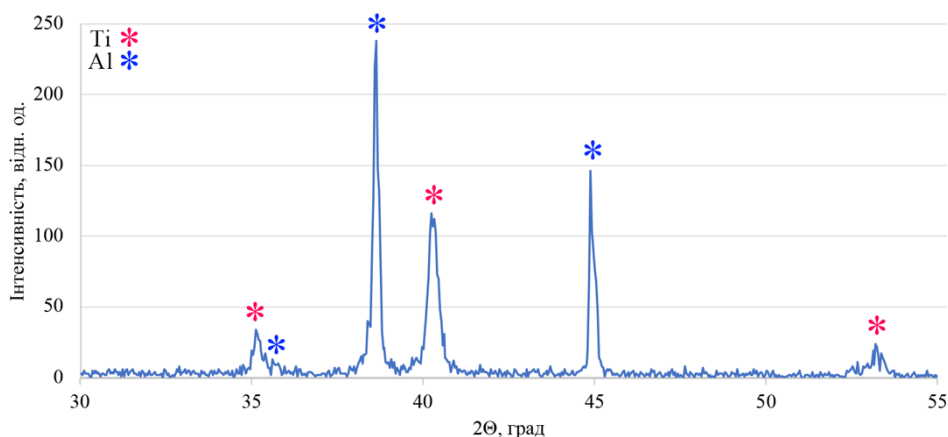


Рисунок 4.4 – Дифрактограма зони взаємодії тришарового композиту з шириною зазору $S = 1$ мм та ступенем обтискання 0,35

4.1.2 Вплив прокатування та товщини алюмінієвого шару на поведінку композиту системи BT1-0/Al під час розтягу

Тришарові композиційні матеріали системи BT1-0/Al, що оброблювали прокатуванням, піддавали випробуванням на розтяг перпендикулярно до напрямку прокатування. Отримані результати міцності на розтяг σ_b та деформації ε представлені у табл. 4.2 та на рис. 4.5.

Таблиця 4.2 – Механічні властивості випробуваних тришарових композитів системи BT1-0/Al після прокатування

S, мм	Ступінь обтискання	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_b , МПа	Середнє арифметичне значення деформації ε , %
1	0,27	405±20	16,3±2,0
1	0,35	491±17	14,1±3,7
1,5	0,30	401±13	13,1±2,6
1,5	0,45	461±23	10,1±2,2

Встановлено, що незалежно від ширини зазору збільшення ступеня обтискання призводить до збільшення міцності на розтяг поряд зі зниженням пластичної деформації матеріалу. Зменшення об'ємної частки алюмінію у матеріалі призводить до збільшення значень міцності на розтяг. Спостерігаємо,

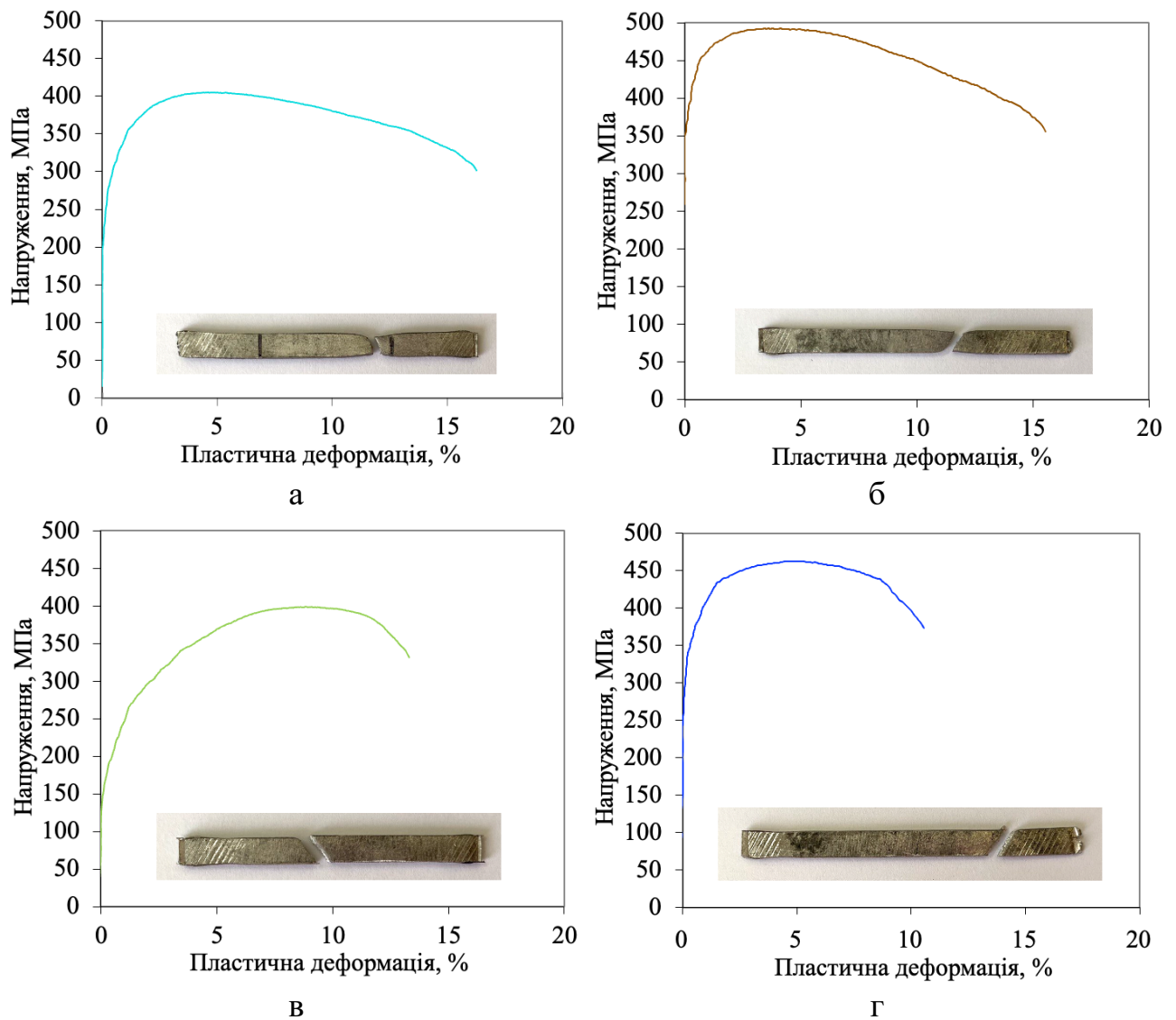


Рисунок 4.5 – Криві напруження – пластична деформація для зразків з шириною зазору $S=1$ мм (а, б) та $S=1,5$ мм (в, г) та ступенем обтискання 0,27 (а), 0,35 (б), 0,30 (в), 0,45 (г)

що у порівнянні з матеріалами, виготовленими рідкофазним формуванням, відбувається підвищення міцності у 1,5 рази. Незважаючи на зменшення пластичної деформації площини руйнування зразків нахилені приблизно на 45° до вісі розтягу, а на деяких зразках спостерігається утворення шийки (рис. 4.5). Така поведінка є характерною для пластичних матеріалів і свідчить про дію дотичних напружень. Руйнування зразків за розтягу не призводить до повного розшарування матеріалу.

4.1.3 Анізотропія механічних властивостей композиту системи BT1-0/Al після прокатування

З метою встановлення характеру анізотропії механічних властивостей тришарових матеріалів системи BT1-0/Al, виготовлених рідкофазним формуванням та прокатуванням, вимірювали величину міцності на розтяг та деформацію за різної орієнтації зразків відносно напрямку прокатування. Для досліджень використовували тришарові композити з алюмінієвим шаром товщиною 1 та 1,5 мм, які піддавали прокатуванню. Ступінь обтискання складав 0,37-0,38. Отримані результати представлені у табл. 4.3 та на рис. 4.6

Таблиця 4.3 – Механічні властивості випробуваних тришарових композитів системи BT1-0/Al після прокатування

S, мм	Ступінь обтискання	Орієнтація зразка відносно напрямку прокатування	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_b , МПа	Середнє арифметичне значення деформації ϵ , %
1	0,38	0 °	483±23	7,0±1,2
		90 °	490±21	8,0±1,2
1,5	0,37	0 °	436±14	6,8±0,5
		90 °	428±11	9,0±1,3

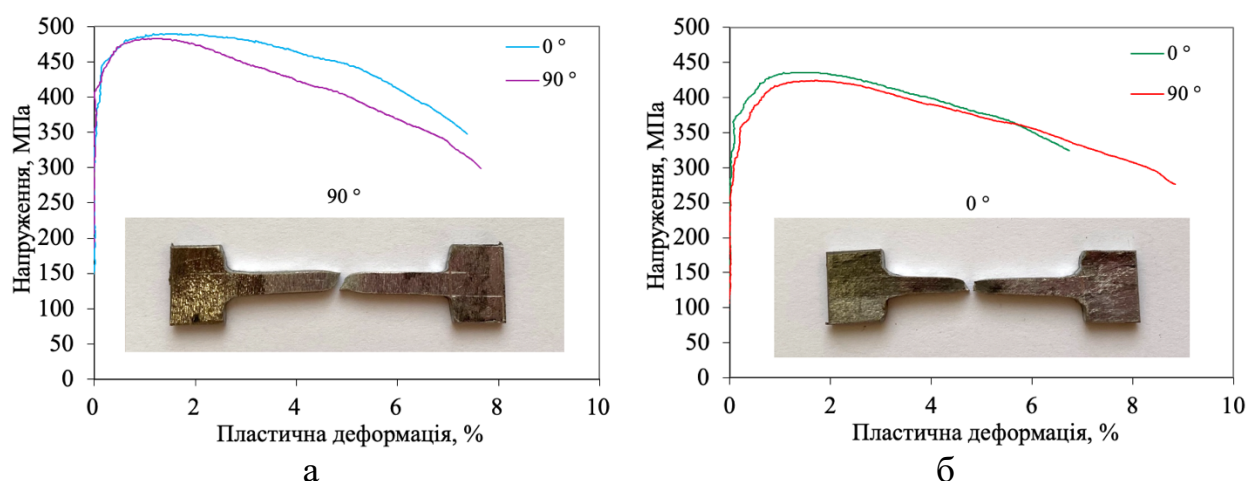


Рисунок 4.6 – Криві напруження – пластична деформація та розташування поверхні руйнування для зразків із шириною зазору S=1 мм (а) та S=1,5 мм (б) з різною орієнтацією зразків відносно напрямку прокатування

У результаті випробувань встановлено, що анізотропія міцності на розтяг у досліджених матеріалах практично не проявляється. Для зразків із шириною зазору $S=1$ мм відмінність у середніх значеннях міцності на розтяг складає 7 МПа, а для зразків із шириною зазору $S=1,5$ мм – 10 МПа. Для пластичної деформації спостерігаємо, що зміна орієнтації зразка у результаті розтягу відносно напрямку прокатування на 90° призводить до збільшення значень на 2,7-3,4 %.

Незалежно від орієнтації зразків відносно напрямку прокатування спостерігається утворення шийки, а площини руйнування зразків нахилені приблизно на 45° до вісі розтягу (рис. 4.6).

4.2 Структура і властивості шаруватого композиційного матеріалу системи Ti-TiB/Al, виготовленого рідкофазним формуванням та прокатуванням

4.2.1 Вплив прокатування на структуру та фазовий склад зони взаємодії композиту системи Ti-TiB/Al

Для дослідження можливості подальшого оброблення шаруватих матеріалів системи Ti-TiB/Al використовували рідкофазно сформовані тришарові матеріали, вихідні розміри пластин титанового сплаву складали $50 \times 70 \times 2,5$ мм. Ширина зазору між пластинами складала 1,5 мм. Пакети витримували у алюмінієвому розплаві протягом 300 с за температури 700°C . Зразки прокатували на вакуумному прокатному стані у декілька етапів: за температури 20°C , 400°C , 400°C та 600°C . Після кожного прокатування зразки охолоджували до кімнатної температури та досліджували мікроструктуру зони взаємодії Ti-TiB/Al (рис. 4.7). У результаті було отримано матеріали зі ступенем обтискання від 0,05 до 0,36 (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Ступінь обтискання матеріалів після прокатування

Температура прокатування, °C	20	20 та 400	20, 400 та 400	20, 400, 400 та 600
Ступінь обтискання	0,05	0,12	0,2	0,36

Встановлено, що збільшення циклів прокатування, а відповідно і ступеня обтискання зразка, призводить до зміни зони взаємодії у порівнянні з вихідною: поверхня пластини Ti-TiB стає хвилястою. Оброблення тиском призводить до утворення зон розриву (рис. 4.7, б) у пластині Ti-TiB, які заповнюються пластичним алюмінієм. Збільшення температури прокатування до 600 °C призводить до незначного збільшення товщини перехідного шару.

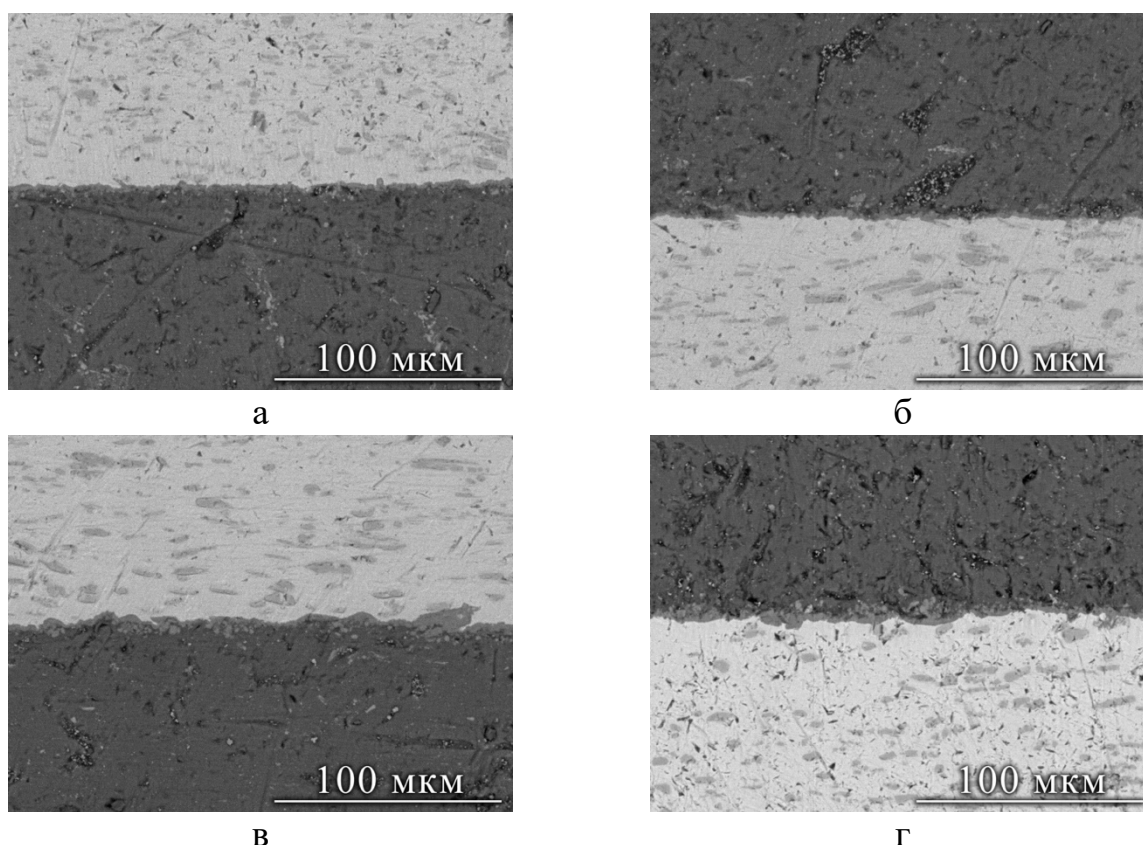
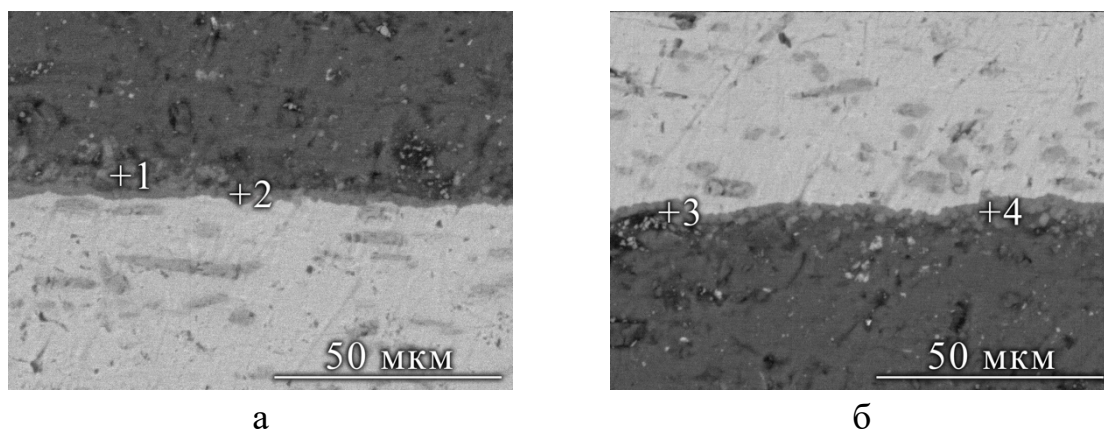


Рисунок 4.7 – Мікроструктура зони взаємодії тришарових матеріалів системи Ti-TiB/Al після прокатування за температури 20 °C (а), 20 та 400 °C (б), 20, 400 та 400 °C (в) та 20, 400, 400 та 600 °C (г)

Концентрація елементів у перехідному шарі, згідно з мікрорентгеноспектральним аналізом у точках (рис. 4.8), складає 26,09-37,96 ат. % Ti та 61,51-73,16 ат. % Al і за стехіометричним складом відповідає

фазам TiAl_3 , TiAl та твердому розчину титану в алюмінії. Рентгенофазовий аналіз зразка, прокатуваного за температур 20, 400, 400 та 600 °C, вказує на присутність лише титану, боридів титану та алюмінію (рис. 4.9) у зоні взаємодії. Інтерметалідних сполук не виявлено.



Атом. %	Точка №			
	1	2	3	4
Al	70,31	73,16	61,51	69,97
Ti	29,05	26,09	37,96	29,34
Si	0,64	0,75	0,53	0,69

Рисунок 4.8 – Мікрентгеноспектральний аналіз у точках тришарових матеріалів системи Ti-TiB/Al після прокатування за температури 20 та 400 °C (а) та 20, 400 та 400 °C (б)

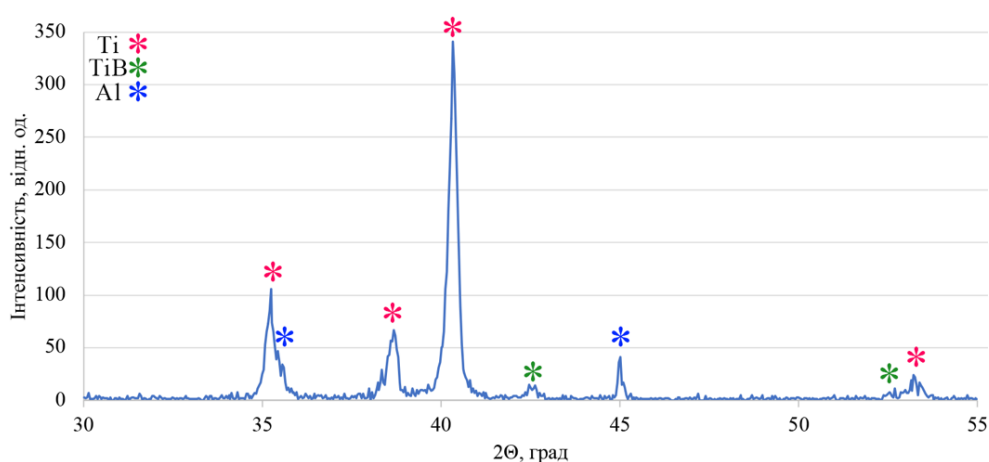


Рисунок 4.9 – Дифрактограма зони взаємодії тришарового матеріалу системи Ti-TiB/Al після прокатування за температури 20, 400, 400 та 600 °C

4.2.2 Вплив прокатування на поведінку композиту системи Ti-TiB/Al під час розтягу

Тришаровий композиційний матеріали системи Ti-TiB/Al зі ступенем обтискання 0,2, що прокатували за температури 600 °С, піддавали випробуванням на розтяг. Отримані результати представлені на рис. 4.10. Міцність зразків на розтяг у середньому складає 725 ± 20 МПа, а пластична деформація – $0,98 \pm 0,12$ %. Спостерігаємо підвищення міцності поряд зі значним зниженням пластичної деформації прокатаних зразків у порівнянні з вихідними матеріалами.

Площини руйнування зразків розташовані перпендикулярно до вісі розтягу зразка (рис. 4.10), що свідчить про дію нормальних напружень, які є характерними для крихких матеріалів. Руйнування зразків за розтягу не призводить до повного розшарування матеріалу.

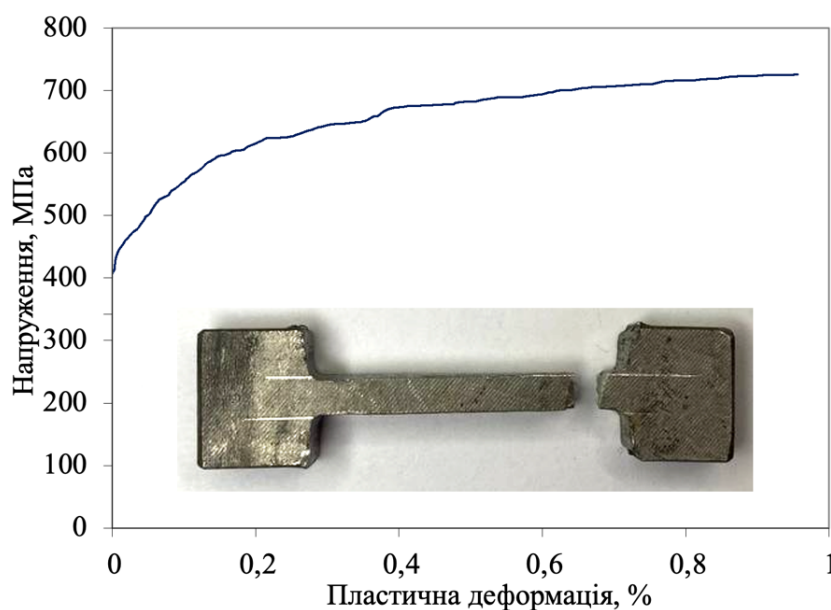


Рисунок 4.10 – Результати випробування на розтяг: крива напруження – пластична деформація для зразка системи Ti-TiB/Al після прокатування та розташування поверхні руйнування зразка

4.3 Порівняння властивостей композиційних матеріалів систем BT1-0/Al та Ti-TiB/Al, що піддавали прокатуванню, з відомими матеріалами

Для порівняння властивостей отриманих шаруватих матеріалів було створено графіки Ешбі, на яких відображено зв'язок міцності на розтяг з їх густиною (рис. 4.11).

Виготовлені композити ідентифікуються як жовті та червона області на графіку. Порівняно з вихідними рідкофазно сформованими матеріалами системи BT1-0/Al композити, що піддавали прокатуванню мають дещо більшу густину поряд з підвищеною міцністю. Проте прокатані матеріали значно виграють у вихідного титану за густиною, та не поступаються йому у міцності. Композити системи Ti-TiB/Al, що піддавали прокатуванню мають значну перевагу у міцності та вазі у порівнянні з технічно чистим титаном. Таким чином, завдяки простоті виготовлення отриманих матеріалів та їх привабливим механічним властивостям, шаруваті композити системи Ti/Al є відмінним кандидатом для інженерних застосувань, які вимагають поєднання низької ваги та високої міцності.

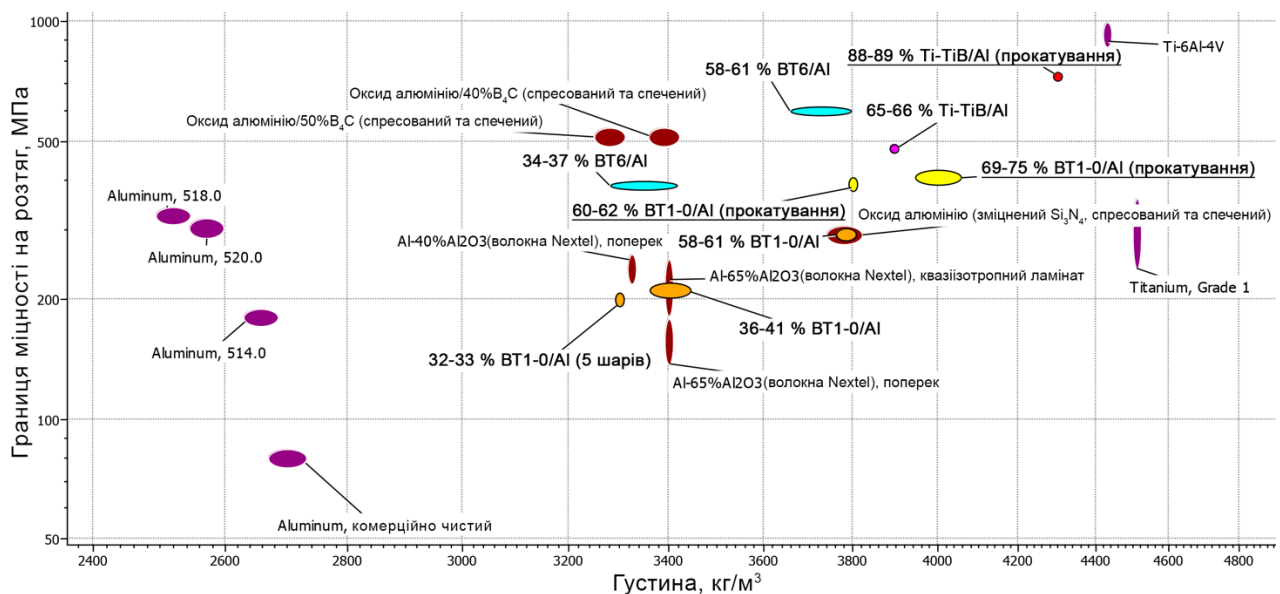


Рисунок 4.11 – Графік Ешбі з відображеними властивостями виготовлених матеріалів системи Ti/Al у порівнянні зі вже відомими

4.4 Висновки до розділу 4

У результаті дослідження впливу прокатування на структуру і властивості шаруватих композитів, виготовлених рідкофазним формуванням, встановлено, що матеріали систем VT1-0/Al та Ti-TiB/Al піддаються обробленню тиском.

Ступінь обтискання композиційних матеріалів системи VT1-0/Al після прокатування у атмосферному середовищі без попереднього нагрівання варіювався від 0,27 до 0,45. Утворений за рідкофазного формування перехідний шар фрагментується, а розриви титану, що утворюються у зоні взаємодії заповнюються більш пластичним алюмінієм під час прокатування. У результаті оброблення тиском фазовий склад перехідного шару не змінився.

Збільшення ступеня обтискання призводить до збільшення міцності на розтяг до до 401-491 МПа залежно від ширини зазору та ступеня обтискання поряд зі зниженням пластичної деформації матеріалу. Анізотропія міцності на розтяг у досліджених матеріалах практично не проявляється.

Ступінь обтискання композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al після прокатування у вакуумі з попереднім нагріванням варіювався від 0,05 до 0,36. Збільшення циклів прокатування, а відповідно і ступеня обтискання зразка, призводить до утворення зон розриву у пластині Ti-TiB, які заповнюються алюмінієм. Збільшення температури прокатування до 600 °C не призвело до зміни фазового складу перехідного шару.

Міцність на розтяг прокатоного за температури 600 °C матеріалу, зі ступенем обтискання 0,2, у середньому складає 725 ± 20 МПа, а пластична деформація – $0,98 \pm 0,12$ %.

ВИСНОВКИ

1. Розроблено технологічні параметри рідкофазного формування три-, п'яти- та семишарових Ti/Al композиційних матеріалів. Використання флюсу евтектичного сплаву KF-AlF₃ забезпечує рівномірне просочення алюмінієвого розплаву між пластинами на основі титану. У результаті просочення на границі розподілу Ti/Al утворюється металургійний зв'язок, про що свідчить рівномірний перехідний шар.

2. Збільшення температури витримування від 700 до 800 °C та ширини зазору між титановими пластинами від 0,5 до 1,5 мм за умови витримування протягом 900 с не впливає на товщину та фазовий склад перехідного шару, що складається з твердого розчину титану в алюмінії та алюмінію в титані.

3. Встановлено, що за мінімально дослідженого часу витримування (15 с) відбувається взаємодія титану та алюмінію з утворенням перехідного шару товщиною $2,1 \pm 0,1$ мкм. Утворення рівномірного перехідного шару товщиною $2,8 \pm 0,17$ мкм забезпечує витримування у розплаві після просочення протягом 300 с. Збільшення часу витримування до 900 с, у свою чергу, призводить до збільшення товщини перехідного шару до $3,2 \pm 0,17$ мкм та укрупнення його зерен.

4. У ході дослідження систем VT6/Al та Ti-TiB/Al встановлено, що зміна вихідних пластин призводить до збільшення товщини перехідного шару до 3,8-4,2 та 6,3-6,5 мкм відповідно, що обумовлено їх хімічним складом та структурою. Товщина утвореного перехідного шару у кожній з систем не змінюється для всіх значень ширини зазору.

5. Дослідженням тришарових композиційних матеріалів системи VT1-0/Al на трьохточковий згин було встановлено, що зразки не руйнуються у ході навантаження. У результаті досягнення кута вигину зразків у діапазоні 130-120° на границі розподілу відбувається утворення тріщин, максимальним розміром до 20 мкм, які у результаті не призводять до їх розшарування та руйнування.

6. Визначено, що міцність на розтяг композитів систем ВТ1-0/Al, ВТ-6/Al та Ti-TiB/Al максимально сягає 305 ± 16 , 602 ± 15 та 479 ± 18 МПа відповідно. Встановлено, що експериментальні значення міцності незалежно від кількості шарів у матеріалі корелюються зі значеннями, розрахованими за правилом сумішей, що дозволяє прогнозувати механічні властивості шаруватих композиційних матеріалів.

7. Встановлено, що тришарові композиційні матеріали систем ВТ1-0/Al зберігають цілісність границь розподілу під час прокатування у атмосфері повітря без попереднього нагрівання. Ступінь обтискання прокатаних композитів варіювався від 0,27 до 0,45. Утворений на границі розподілу перехідний шар фрагментується, а його зерна переходять у алюміній. Міцність прокатаних композитів проти вихідних збільшується до 401-491 МПа, а деформація знижується до 10,1-16,3 % залежно від ширини зазору та ступеня обтискання.

8. Експериментально встановлено, що збільшення температури попереднього нагрівання для прокатування у вакуумі тришарового матеріалу системи Ti-TiB/Al призводить до збільшення ступеня обтискання від 0,05 до 0,36 зі збереженням цілісності границь розподілу. Збільшення температури прокатування до 600 °C не призводить до зміни фазового складу перехідного шару. Міцність прокатаного матеріалу зі ступенем обтискання 0,2 у середньому складає 725 ± 20 МПа, а пластична деформація – $0,98 \pm 0,12$ %, що вказує на збільшення міцності та зменшення пластичності у порівнянні з вихідним непрокатаним матеріалом.

9. Продемонстровано, що за питомими механічними характеристиками шаруваті Ti/Al композити, отримані рідкофазним формуванням перевищують відомі титанові та алюмінієві сплави.

10. Представлені результати мають важливе прикладне значення для конструювання та виготовлення елементів аерокосмічної техніки (Додаток Е).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Arunkumar S., Subramani Sundaram M., Suketh Kanna K. M., Vigneshwara S. A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behaviour. *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 33. P. 484–490. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.053>
2. Рогов В. А., Шкарупа М. И., Велис А. К. Классификация композиционных материалов и их роль в современном машиностроении. *Вестник РУДН, серия Инженерные исследования*. 2012, № 2. С. 41–49.
3. Metal Matrix Composite Global Market Report 2022 – By Matrix Type (Aluminum MMC, Magnesium MMC, Copper MMC, Super Alloys MMC, Other Matrix Types), By Production Technology (Liquid Metal Infiltration, Powder Metallurgy, Casting, Deposition Techniques), By End-User Industry (Automotive And Transportation, Aerospace And Defense, Electrical And Electronics, Industrial, Other End-Use Industry) – Market Size, Trends, And Global Forecast 2022-2026. The Business Research Company : веб-сайт. URL: <https://www.thebusinessresearchcompany.com/report/metal-matrix-composite-global-market-report> (дата звернення: 14.07.2022).
4. Жоров А. Н. Формирование структуры и микромеханических свойств сваренных взрывом титано-алюминиевых слоистых металлических и интерметаллидных композитов : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01. Волгоград, 2006. 20 с.
5. Способ получения композиционного материала алюминий-титан : пат. 2255849 Российская Федерация. № 2004107755/02, заявл. 15.03.2004 ; опубл. 10.07.2005, Бюл. № 19. 9 с.
6. Sano T., Catalano J., Casem D., Dandekar D. Microstructural and mechanical behavior characterization of ultrasonically consolidated titanium-aluminum laminates. Army Research Lab Aberdeen Proving Ground Md Weapons and Materials Research Directorate.

7. Qi Z., Xiao H., Yu C., Xu P., Wu Z., Zhao Y. Preparation, microstructure and mechanical properties of CP-Ti/AA6061-Al laminated composites by differential temperature rolling with induction heating. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 44. P. 133–144. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.05.053>
8. Fronczek D. M., Saksl K., Chulist R., Michalik S., Wojewoda-Budka J., Sniezek L., Wachowski M., Torzewski J., Sulikova M., Sulova K., Lachova A., Fejercak M., Daisenberger D., Szulc Z., Kania Z. Residual stresses distribution, correlated with bending tests, within explosively welded Ti gr. 2/A1050 bimetals. *Materials Characterization*. 2018. Vol. 144. P. 461–468. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.004>
9. Luo J.-G., Acoff, V. L. Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils. *Materials Science and Engineering A*. 2004. Vol. 379, No. 1–2. P. 164–172. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.021>
10. Zhou Y., Wang Q., Han X.-L., Sun, D.-L. Fabrication and properties of continuous unidirectional Mo fiber reinforced TiAl composites by slurry casting and vacuum hot pressing. *Composites Science and Technology*. 2013. Vol. 83. P. 72–78. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2013.04.015>
11. Vecchio K. S., Jiang F. Fracture toughness of Ceramic-Fiber-Reinforced Metallic-Intermetallic-Laminate (CFR-MIL) composites. *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 649. P. 407–416. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.018>
12. Wang E., Guo C., Zhou P., Lin C., Han X., Jiang F. Fabrication, mechanical properties and damping capacity of shape memory alloy NiTi fiber-reinforced metal-intermetallic-laminate (SMAFR-MIL) composite. *Materials and Design*. 2016. Vol. 95. P. 446–454. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.130>
13. Lin C., Han Y., Guo C., Chang Y., Han X., Lan L., Jiang F. Synthesis and mechanical properties of novel Ti-(SiC_f/Al₃Ti) ceramic-fiber-reinforced metal-intermetallic-laminated (CFR-MIL) composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 722. P. 427–437. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.06.057>

14. Cui X., Fan G., Huang L., Gong J., Wu H., Zhang T., Geng L., Meng S. Preparation of a novel layer-structured Ti₃Al matrix composite sheet by liquid-solid reaction between Al foils and TiB/Ti composite foils. *Materials and Design*. 2016. Vol. 101. P. 181–187. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.04.009>
15. Cui X., Ding H., Zhang Y., Yao Y., Fan G., Huang L., Geng L., Zheng Z., Chen J. Fabrication, microstructure characterization and fracture behavior of a unique micro-laminated TiB-TiAl composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 775. P. 1057–1067. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.178>
16. Cui X., Fan G., Geng L., Wang Y., Zhang H., Peng H. Fabrication of fully dense TiAl-based composite sheets with a novel microlaminated microstructure. *Scripta Materialia*. 2012. Vol. 66, no. 5. P. 276–279. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.11.009>
17. Cui X., Zhang Y., Yao Y., Ding H., Geng L., Huang L., Sun Y. Synthesis and Fracture Characteristics of TiB₂-TiAl Composites with a Unique Microlaminated Architecture. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50. P. 5853–5865. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05475-8>
18. Munro R. G. Material Properties of Titanium Diboride. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2000. Vol. 105, no. 5. P. 709–720. <https://doi.org/10.6028/jres.105.057>
19. Ozerov M., Stepanov N., Kolesnikov A., Sokolovsky V., Zhrebtssov S. Brittle-to-ductile transition in a Ti-TiB metal-matrix composite. *Materials Letters*. 2017. Vol. 187. P. 28–31. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.10.060>
20. Qin L., Fan M., Guo X., Tao J. Plastic deformation behaviors of Ti-Al laminated composite fabricated by vacuum hot-pressing. *Vacuum*. 2018. Vol. 155. P. 96–107. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.05.021>
21. Sun Y., Vajpai S. K., Ameyama K., Ma C. Fabrication of multilayered Ti-Al intermetallics by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 585. P. 734–740. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.215>

22. Du Y., Fan G., Yu T., Hansen N., Geng L., Huang X. Laminated Ti-Al composites: processing, structure and strength. *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 673. P. 572–580. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.108>.
23. Nie X.-Y., Zhao K.-N., Li H.-X., Du Q., Zhang J.-S., Zhuang L.-Z. Comparisons of interface microstructure and mechanical behavior between Ti/Al and Ti-6Al-4V/Al bimetallic composites. *China Foundry*. 2015. Vol. 12, No. 1. P. 1–8.
24. Wadsworth J., Lesuer D. R. Ancient and modern laminated composites – From the Great Pyramid of Gizeh to Y2K. *Materials Characterization*. 2000. Vol. 45, No. 4–5. P. 289–313. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(00\)00077-2](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00077-2)
25. Konieczny M. Mechanical properties of laminated CuAl10Fe3Mn2 aluminum bronze - Intermetallics composites. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 2018*. Vol. 461. 012042. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/461/1/012042>
26. The Science of Armour Materials. / Edited by Ian G. Crouch. Duxford ; Cambridge, MA : Woodhead Publishing, 2017. 715 p.
27. Prikhodko S. V., Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Savvakina D. G., Stasiuk O. O. Titanium Armor with Gradient Structure: Advanced Technology for Fabrication. *Advanced Technologies for Security Applications. NATO Science for Peace and Security Series B: Physics and Biophysics*. / Edited by C. Palestini, C. Dordrecht : Springer. 2020. P. 127–140. https://doi.org/10.1007/978-94-024-2021-0_13
28. Лазуренко Д. В. Структура и свойства слоистых композиционных материалов с интерметаллидной составляющей : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.09. Новосибирск, 2020. 421 с.
29. Peng J., Liu Z., Xia P., Lin M., Zeng S. On the interface and mechanical property of Ti/Al-6%Cu-0.5%Mg-0.4%Ag bimetal composite produced by cold-roll bonding and subsequent annealing treatment. *Materials Letters*. 2012. Vol. 74. P. 89–92. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.01.052>
30. Lazurenko D. V., Bataev I. A., Mali V. I., Bataev A. A., Maliutina Iu. N., Lozhkin V. S., Esikov M. A., Jorge A. M. J. Explosively welded multilayer Ti-Al

composites: Structure and transformation during heat treatment. 2016. *Materials & Design*. Vol. 102. P. 122–130. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.04.037>

31. Jafari R., Eghbali B., Adhami M. Influence of annealing on the microstructure and mechanical properties of Ti/Al and Ti/Al/Nb laminated composites. 2018. *Materials Chemistry and Physics*. Vol. 213. P. 313–323. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2018.04.001>

32. Paul H., Maj Ł., Prażmowski M., Gałka A., Miszczyk M., Petrzak P. Microstructure and mechanical properties of multi-layered Al/Ti composites produced by explosive welding. *Procedia Manufacturing*. 2018. Vol. 15. P. 1391–1398. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.343>

33. Fan M., Luo Z., Fu Z., Guo X., Tao J. Vacuum hot pressing and fatigue behaviors of Ti/Al laminate composites. *Vacuum*. 2018. Vol. 154. P. 101–109. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.04.047>

34. Cao M., Wang C., Deng K., Nie K., Liang W., Wu Y. Effect of interface on mechanical properties and formability of Ti/Al/Ti laminated composites. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 14. P. 1655–1669. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.021>

35. Гуревич Л. М. Теоретические и технологические основы создания слоистых металло-интерметаллидных титано-алюминиевых композитов : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.09. Волгоград, 2013. 36 с.

36. Colling A. K., Holmes H. E., Perkins P. P., Varsik J. D. Long-life heat transport loop material test. *SAE Technical Papers*. 1991. 911365. <https://doi.org/10.4271/911365>

37. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г. Комплексные технологии получения слоистых композиционных материалов многоцелевого назначения. *Автоматическая сварка*. 2009. № 11. С. 82–86.

38. Способ получения износостойкого покрытия : пат. 2373036 Российская Федерация. № 2008120078/02, заявл. 21.07.2008 ; опубл. 20.11.2009, Бюл. № 32. 11 с.

39. Fan M., Domblesky J., Jin K., Qin L., Cui S., Guo X., Kim N., Tao J. Effect of original layer thicknesses on the interface bonding and mechanical properties of Ti/Al laminate composites. *Materials and Design*. 2016. Vol. 99. P. 535–542. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.102>
40. Ng H. P., Przybilla T., Schmidt C., Lapovok R., Orlov D., Höppel H., Göken M. Asymmetric accumulative roll bonding of aluminium–titanium composite sheets. *Materials Science and Engineering A*. 2013. Vol. 576. P. 306–315. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.027>
41. Sibus H. Titanium and Titanium Alloys – From Raw Material to Semi-finished Products. *Advanced Engineering Materials*. 2003. Vol. 5, No. 6. P. 393–398. <https://doi.org/10.1002/adem.200310092>
42. Kaufman J. G. Aluminum alloys. *Handbook of Materials Selection*. / Edited by M. Kutz. New York : John Wiley & Sons. 2002. P. 89–134.
43. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. Киев : Издательство АН Украинской ССР, 1960. 499 с.
44. Цвиккер. У. Титан и его сплавы. Пер. с нем. Москва: Металлургия, 1979. 512 с.
45. Obielodan J. O., Stucker B. E., Martinez E., Martinez J. L., Hernandez D. H., Kamirez D. A., Murr L. E. Optimization of the shear strengths of ultrasonically consolidated Ti/Al 3003 dual-material structures. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. Vol. 211, No. 6. P. 988–995. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.12.017>
46. Miriyev A., Levy A., Kalabukhov S., Frage N. Interface evolution and shear strength of Al/Ti bi-metals processed by a spark plasma sintering (SPS) apparatus. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Vol. 678. P. 329–336. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.03.137>
47. Крюков Д. Б., Гуськов М. С., Гуськов Д. С. Исследование влияния термической обработки на структурные превращения и физико-механические свойства композиционного материала титан-алюминий. *Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе*. 2016. No. 1 (17). С. 290–298.

48. Козлов Д. В., Лось И. С. Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. *Вестник Пензенского государственного университета*. 2018. № 3 (23). С. 82–87.

49. Ковтунов А. И., Мямин С. В. Исследование технологических и механических свойств слоистых титаноалюминиевых композиционных материалов, полученных жидкофазным способом. *Авиационные материалы и технологии*. 2013. No. 1(26). С. 9–12.

50. Gurevich L. M., Shmorgun V. G. Intermetallic compound formation during reaction of molten aluminum with titanium. *Metallurgist*. 2016. Vol. 59, № 11. P. 1221–1227. <https://doi.org/10.1007/s11015-016-0241-7>

51. Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Киселёв О. С., Кондратьев А. Ю., Метелкин В. В. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов. *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2009. № 11. С. 5–11.

52. Fronczek D.M., Wojewoda-Budka J., Chulist R., Sypien A., Korneva A., Szulc Z., Schell N., Zieba P. Structural properties of Ti/Al clads manufactured by explosive welding and annealing. *Materials & Design*. 2016. Vol. 91. P. 80–89. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.087>

53. Huang M., Xu C., Fan G., Maawad E., Gan W., Geng L., Lin F., Tang G., Wu H., Du Y., Li D., Miao K., Zhang T., Yang X., Xia Y., Cao G., Kang H., Wang T., Xiao T., Xie H. Role of layered structure in ductility improvement of layered Ti-Al metal composite. *Acta Materialia*. 2018. Vol. 153. P. 235–249. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.05.005>

54. Qin L., Wang J., Wu Q., Guo X., Tao J. In-situ observation of crack initiation and propagation in Ti/Al composite laminates during tensile test. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 712. P. 69–75. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.063>

55. Xia H., Wang S., Ben H. Microstructure and mechanical properties of Ti/Al explosive cladding. *Materials & Design*. 2014. Vol. 56. P. 1014–1019. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.012>

56. Szachogluchowicz I., Sniezek L., Hutsaylyuk V. Low cycle fatigue properties laminate AA2519-Ti6Al4V. *Procedia Engineering*. 2015. Vol. 114. P. 26–33. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.022>.

57. Sniezek L., Szachogluchowicz I., Wachowski M., Torzewski J., Mierzynski J. High cycle fatigue properties of explosively welded laminate AA2519/AA1050/Ti6Al4V. *Procedia Structural Integrity*. 2017. P. 422–429. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.07.191>

58. Shao C., Zhao S., Wang X., Zhu Y., Zhang Z., Ritchie R. O. Architecture of high-strength aluminum–matrix composites processed by a novel microcasting technique. *NPG Asia Materials*. 2019. 11:69. <https://doi.org/10.1038/s41427-019-0174-2>

59. Li H.-X., Nie X.-Y., He, Z.-B., Zhao K.-N., Du Q., Zhang J.-S., Zhuang L.-Z. Interfacial microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V/Al7050 joints fabricated using the insert molding method. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2017. Vol. 24, No. 12. P. 1412–1423. <https://doi.org/10.1007/s12613-017-1534-y>

60. Li B., Shen Y., Luo L., Hu W. Effects of processing variables and heat treatments on Al/Ti-6Al-4V interface microstructure of bimetal clad-plate fabricated via a novel route employing friction stir lap welding. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Vol. 658. P. 904–913. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.288>

61. Boronski D., Kotyk M., Mackowiak P. Fracture Toughness of Explosively Welded Al/Ti Layered Material in Cryogenic Conditions. *Procedia Structural Integrity*. 2016. Vol. 2. P. 3764–3771. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.468>

62. E J. C., Huang J. Y., Bie B. X., Sun T., Fezzaa K., Xiao X. H., Sun W., Luo S. N. Deformation and fracture of explosion-welded Ti/Al plates: A synchrotron-based study. *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 674. P. 308–317. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.125>

63. Kahraman N., Gulenc B., Findik F. Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti-6Al-4V and Al plates. *International*

- Journal of Impact Engineering*. 2007. Vol. 34, no. 8. P. 1423–1432.
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2006.08.003>
64. Montgomery J. S., Wells M. G. H. Titanium Armor Applications in Combat Vehicles. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*. 2001. Vol. 53. P. 29–32. <https://doi.org/10.1007/s11837-001-0144-2>
65. Dragobetskii V. V., Shapoval A. A., Zagoryanskii V. G. Development of elements of personal protective equipment of new generation on the basis of layered metal compositions. *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. P. 33–37.
<https://doi.org/10.3103/S0967091215010064>
66. Composite Materials in Maritime Structures. Volume 1: Fundamental Aspects. / Edited by R. A. Shenoi, J. F. Wellicome. New York : Cambridge University Press. 2008. 351 p. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511751837>
67. Металлургия алюминия / Борисоглебский Ю. В., Галевский Г. В., Кулагин Н. М. и др. Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. 438 с.
68. Алюминий: свойства и физическое металловедение / Энтони У. Х., Эштон Ф. Р., Болл М. Д. и др.; ред. Хэтча Дж. Е. Москва: Metallurgy, 1989. 422 с.
69. Fisher J. J. Jr, Kramer L. S., Pickens J. R. Aluminum alloy 2519 in military vehicles. *Advanced materials & processes*. 2002. Vol. 160, no. 9. P. 43–46.
70. Батаев А. А., Батаев В. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учебник. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. 384 с.
71. Assari A. H., Eghbali B. Microstructure and Kinetics of Intermetallic Phase Formation during Solid State Diffusion Bonding in Bimetal Ti/Al. *Physics of Metals and Metallography*. 2019. Vol. 120, no. 3. P. 260–268.
<https://doi.org/10.1134/S0031918X19030025>
72. Композиционные материалы. Том 4 Композиционные материалы с металлической матрицей. / под ред. Браутман Л., Крок Р., Крейдер К. Москва : Машиностроение, 1978. 503 с.

73. Nie X. Y., Liu J. C., Li H. X., Du Q., Zhang J. S., Zhuang L. Z. An investigation on bonding mechanism and mechanical properties of Al/Ti compound materials prepared by insert moulding. *Materials & Design*. 2014. Vol. 63. P. 142–150. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.050>
74. Zhou Y., Sun D.-L., Wang Q., Han X.-L. Effect of fabrication parameters on the microstructure and mechanical properties of unidirectional Mo-fiber reinforced TiAl matrix composites. *Materials Science and Engineering A*. 2013. Vol. 575. P. 21–29. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.051>
75. Chang Y., Wang Z., Li X., Leng Z., Guo C., Niu Z., Jiang F. Continuous Mo fiber reinforced Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminated composites. *Intermetallics*. 2019. Vol. 112. 106544. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106544>
76. Han Y., Lin C., Han X., Chang Y., Guo C., Jiang F. Fabrication, interfacial characterization and mechanical properties of continuous Al₂O₃ ceramic fiber reinforced Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminated (CCFR-MIL) composite. *Materials Science and Engineering A*. 2017. Vol. 688. P. 338–345. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.024>
77. Tian Y., Wang E., Li W., Niu Z., Chang Y., Guo C., Wang Z., Leng Z., Jiang F. Improved fracture toughness of NiTi shape memory alloy fiber-reinforced Ti-Al metal-intermetallic-laminate composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 739. P. 669–677. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.258>
78. Yu W., Zhu K., Aman Y., Guo Z., Xiong S. Bio-inspired design of SiC_f-reinforced multi-layered Ti-intermetallic composite. *Materials and Design*. 2016. Vol. 101. P. 102–108. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.138>
79. Jiao F., Liu M., Jiang F., Zhao J., Li P., Wang Z. Continuous carbon fiber reinforced Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites fabricated using ultrasonic consolidation assisted hot pressing sintering. *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 765. 138255. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138255>
80. Kumar N., Gautam G., Gautam R. K., Mohan A., Mohan S. Synthesis and Characterization of TiB₂ Reinforced Aluminium Matrix Composites: A Review.

Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. 2016. Vol. 97, no. 2. P. 233–253. <https://doi.org/10.1007/s40033-015-0091-7>

81. ДСТУ ГОСТ 11069-2003. Алюміній первинний. Марки (ГОСТ 11069-2001, IDT). [Чинний від 2003-03-01]. Вид. офіц. Київ: Державний комітет України з питань технічного регулювання та споживчої політики, 2003. 6 с.

82. ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки. [Действующий от 1992-07-01]. Изд. офиц. Москва : Комитет стандартизации и метрологии СССР, 1991. 5 с.

83. ДСТУ ISO 7438:2005. Матеріали металеві. Випробування на згин (ISO 7438:1985, IDT). [Чинний від 2007-07-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2007. 6 с.

84. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение (ISO 6892-84, СТ СЭВ 471-88). [Действующий от 1984-07-16]. Изд. офиц. Москва : Стандартиформ, 2008. 22 с.

85. Sripathy A. P., Gupta M. Insight Into Layered Metal Matrix Composites. *Encyclopedia of Materials: Composites*. 2021. Vol. 1. P. 121–139. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819724-0.00021-5>

86. Степанов О. В., Богомол Ю. І. Програмні засоби оптимального вибору матеріалів. *Металознавство та обробка металів*. 2016. № 4. С. 56–60.

87 The NOCOLOK® Flux Brazing Process : веб-сайт. URL: <https://www.solvay.com/sites/g/files/srpend221/files/tridion/documents/NOCOLOK-Brazing-Process-2018-02.pdf> (дата звернення: 25.05.2022).

88. Карабанов В. В., Бохов И. О. Пайка алюминия и его сплавов. *Сборка в машиностроении, приборостроении*. 2013. Том 7, № 156. С. 35–48

89. Dal M., Peyre P. Multiphysics simulation and experimental investigation of aluminum wettability on a titanium substrate for laser welding-brazing process. *Metals*. 2017. Vol. 7, no. 6. 218. <https://doi.org/10.3390/met7060218>

90. Gao M., Chen C., Gu Y., Zeng X. Microstructure and tensile behavior of laser arc hybrid welded dissimilar Al and Ti alloys. *Materials*. 2014. Vol. 7, no. 3. P. 1590–1602. <https://doi.org/10.3390/ma7031590>

91. Способ получения композиционных материалов : пат. 2542909 Российская Федерация. № 2013147583/02, заявл. 24.10.2013 ; опубл. 27.02.2015, Бюл. № 6. 4 с.
92. Способ получения слоистых композиционных материалов : пат. 2562279 Российская Федерация. № 2014118005/05, заявл. 05.05.2014 ; опубл. 10.09.2015, Бюл. № 25. 4 с.
93. Способ получения композиционных материалов : пат. 2615531 Российская Федерация. № 2015154423, заявл. 17.12.2015 ; опубл. 05.04.2017, Бюл. № 10. 4 с.
94. Sujata M., Bhargava S., Sangal S. Microstructural Features of TiAl_3 Base Compounds Formed by Reaction Synthesis. *ISIJ International*. 1996. Vol. 36, no. 3. P. 255–262. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.255>
95. van Loo F. J. J., Rieck G. D. Diffusion in the titanium-aluminium system-I. Interdiffusion between solid Al and Ti or Ti-Al alloys. *Acta Metallurgica*. 1973. Vol. 21, no. 1. P. 61–71. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90220-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90220-4)
96. Thuillard M., Tran L. T., Nicolet M. Al_3Ti formation by diffusion of aluminum through titanium. *Thin Solid Films*. 1988. Vol. 166. P. 21–28. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(88\)90362-8](https://doi.org/10.1016/0040-6090(88)90362-8)
97. Shimozaki T., Okino T., Yamane M., Wakamatsu Y., Onishi M. Effect of diffusion barrier and impurities in titanium on the growth rate of TiAl_3 layer. *Defect and Diffusion Forum*. 1997. Vol. 143–147. P. 591–596. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.143-147.591>
98. Assari A. H., Eghbali B. Solid state diffusion bonding characteristics at the interfaces of Ti and Al layers. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 773. P. 50–58. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.253>
99. Liu Z., Han Q., Li J. Fabrication of in situ $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$ composites by using ultrasound assisted direct reaction between solid Ti powders and liquid Al. *Powder Technology*. 2013. Vol. 247. P. 55–59. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2013.07.005>

100. Xu L., Cui Y. Y., Hao Y. L., Yang R. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples. *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 435–436. P. 638–647. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.07.077>
101. Rohatgi A., Harach D. J., Vecchio K. S., Harvey K. P. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites. *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. P. 2933–2957 [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00108-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00108-3)
102. Khoshhal R., Soltanieh M., Mirjalili M. Formation and growth of titanium aluminide layer at the surface of titanium sheets immersed in molten aluminum. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*. 2010. Vol. 7, no. 1. P. 24–31.
103. Takata N., Uematsu K., Kobashi M. Compressive properties of porous Ti-Al alloys fabricated by reaction synthesis using a space holder powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 697. P. 66–70. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.015>
104. Sun Y., Zhao Y., Zhang D., Liu C., Diao H., Ma C. Multilayered Ti-Al intermetallic sheets fabricated by cold rolling and annealing of titanium and aluminum foils. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. Vol. 21, no. 8. P. 1722–1727. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60921-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60921-7)
105. Liu R., Huang C., Du L., Lan H., Fang S., Zhang H., Zhang W. Formation of diffusion layer on Ti-6Al-4V alloy during longtime friction with Al. *Metals*. 2019. Vol. 9, no. 10. 1107. <https://doi.org/10.3390/met9101107>
106. Sujata M., Bhargava S., Suwas S., Sangal S. On kinetics of TiAl₃ formation during reaction synthesis from solid Ti and liquid Al. *Journal of Materials Science Letters*. 2001. Vol. 20, no. 24. P. 2207–2209, 2001. <https://doi.org/10.1023/A:1017985017778>
107. Bhadeshia H., Honeycombe R. Modelling of Structure and Properties. Steels: Microstructure and Properties. Butterworth-Heinemann. 2017. P. 421–455. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100270-4.00015-9>

108. Wu X, Jiang P., Chen L., Yuan F., Zhu Y. T. Extraordinary strain hardening by gradient structure. *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2014. Vol. 111, no. 20. P. 7197–7201. <https://doi.org/10.1073/pnas.1324069111>
109. Yang M., Pan Y., Yuan F., Zhu Y., Wu X. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure. *Materials Research Letters*. 2016. Vol. 4, no. 3. P. 145–151. <https://doi.org/10.1080/21663831.2016.1153004>

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. **Smirnova Y.**, Huriia I., Loboda P. Liquid phase fabrication technology of layered Ti/Al composite. *U.P.B. Scientific bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*. 2021. Vol. 83, Iss. 4. P. 273–282.
2. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al. *Метал і лиття України*. 2022. Том 30, №1. С. 84–90. <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084>
3. **Смірнова Я. О.**, Солодкий Є. В., Гурія І. М., Лобода П. І. Кінетика формування перехідного шару при взаємодії Ti-TiB з рідким алюмінієм. *Наукові вісті КНУ*. 2019. №2. С. 71–77. <https://doi.org/10.20535/kpi-sn.2019.2.167784>
4. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В. Виготовлення шаруватого метал-інтерметалідного армованого композиційного матеріалу. *Металознавство та обробка металів*. 2019. Том 25, №4(92). С. 47–52. <https://doi.org/10.15407/mom2019.04.047>
5. Спосіб виготовлення шаруватого композиційного матеріалу із титану, армованого боридом титану і алюмінію: пат. 144841 Україна, № u202003457; заявл. 09.06.2020; опубл. 26.10.2020, Бюл. № 20. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В.
6. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М., Солодкий Є. В., Лобода П. І. Отримання шаруватого металевого композиційного матеріалу з інтерметалідними прошарками. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8* : зб. тез доп. міжнар. наук. конф., м. Київ, 6-7 грудня 2018 р. Київ, 2018. С. 104–105.
7. **Смірнова Я. О.**, Гурія І. М. Перспективи виготовлення шаруватих метал-інтерметалічних композиційних матеріалів рідкофазними методами. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні* : зб. тез доп. XI міжнар. наук.-техн. конф., м. Київ, 30-31 травня 2019 р. Київ, 2019. С. 171–173.

8. Гурія І. М., **Смірнова Я. О.**, Лобода П. І., Солодкий Є. В. Технологія виготовлення шаруватого титан-алюмінієвого композиційного матеріалу. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 9* : зб. тез доп. міжнар. наук. конф., м. Київ, 18-19 грудня 2019 р. Київ, 2019. С. 36–37.

ДОДАТОК Б

Таблиця Б.1. Оброблення результатів дослідження впливу температури розплаву та ширини зазору між титановими пластинами на товщину утвореного перехідного шару на границі розподілу шаруватих композиційних матеріалів системи BT1-0/Al

τ , с	t , °C	S, мм	Середнє арифметичне значення товщини утвореного на границі розподілу перехідного шару, мкм	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ , мкм	Відносна похибка вимірювання δ , %
900	700	0,5	3,2	0,55	0,20	6,52
		1	3,1	0,52	0,19	6,33
		1,5	3,1	0,51	0,19	6,30
	750	0,5	3,1	0,53	0,20	6,42
		1	3,2	0,50	0,19	6,07
		1,5	3,3	0,56	0,21	6,54
	800	0,5	3,1	0,42	0,16	5,15
		1	3,2	0,53	0,20	6,29
		1,5	3,1	0,55	0,20	6,85

Таблиця Б.2. Оброблення результатів дослідження впливу ширини зазору між пластинами на швидкість просочення шаруватого пакету системи BT1-0/Al

t , °C	S, мм	Середнє арифметичне значення швидкості просочення шаруватого пакету, мм/с	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ , мкм	Відносна похибка вимірювання δ , %
750	0,5	1,6	0,04	0,12	7,4
	1	2,5	0,05	0,18	7,1
	1,5	2,9	0,06	0,20	7,0

Таблиця Б.3. Оброблення результатів дослідження впливу часу витримування просоченого шаруватого пакету системи BT1-0/Al на товщину утвореного перехідного шару на границі розподілу

t , °C	S, мм	τ , с	Середнє арифметичне значення товщини утвореного на границі розподілу перехідного шару, мкм	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ , мкм	Відносна похибка вимірювання δ , %
750	1	15	2,1	0,18	0,10	4,7
		30	2,3	0,23	0,12	5,4
		45	2,4	0,30	0,15	6,4
		60	2,6	0,34	0,17	6,5
		300	2,8	0,36	0,17	5,9
		600	2,9	0,38	0,16	5,6
		900	3,2	0,42	0,17	5,5

Таблиця Б.4. Оброблення результатів дослідження впливу ширини зазору між пластинами титанового сплаву на товщину утвореного перехідного шару на границі розподілу шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ6/А1

τ , с	t , °C	S, мм	Середнє арифметичне значення товщини утвореного на границі розподілу перехідного шару, мкм	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ , мкм	Відносна похибка вимірювання δ , %
300	700	0,5	3,8	0,74	0,26	6,99
		1	4,2	0,76	0,24	5,76
		1,5	4,1	0,61	0,17	4,25

Таблиця Б.5. Оброблення результатів дослідження впливу ширини зазору між пластинами титанового сплаву на товщину утвореного перехідного шару на границі розподілу шаруватих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al

τ , с	t , °C	S, мм	Середнє арифметичне значення товщини утвореного на границі розподілу перехідного шару, мкм	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ , мкм	Відносна похибка вимірювання δ , %
300	700	0,5	6,3	0,83	0,27	4,43
		1	6,5	1,07	0,28	4,43
		1,5	6,4	0,85	0,28	4,46

ДОДАТОК В

Таблиця В.1. Оброблення результатів дослідження на згин тришарових композитів системи BT1-0/Al

t, °C	S, мм	Середнє арифметичне значення максимального напруження на згин, МПа	Середньоквадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, МПа	Відносна похибка вимірювання δ, %
700	0,5	658	2,64	8,04	1,22
	1	531	6,48	19,70	3,71
	1,5	419	7,50	22,82	5,44
750	0,5	657	5,56	16,92	2,57
	1	519	7,02	21,35	4,11
	1,5	428	6,50	19,78	4,61

Таблиця В.2. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових та п'ятишарових композитів системи BT1-0/Al

t, °C	S, мм	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_b , МПа	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу Δ_σ , МПа	Відносна похибка вимірювання δ_σ , %	Середнє арифметичне значення деформації ϵ , %	Середньоквадратичне відхилення s_ϵ	Межі довірчого інтервалу Δ_ϵ , %	Відносна похибка вимірювання δ_ϵ , %
Тришарові композити									
700	0,5	305	5,29	16,08	5,27	32,1	0,99	2,99	9,35
	1	209	1,00	3,04	1,45	36,3	0,29	0,88	2,44
	1,5	192	1,52	4,64	2,41	34,4	1,97	5,98	17,40
750	0,5	289	3,05	9,28	3,20	28,5	0,97	2,94	10,34
	1	212	2,08	6,32	2,98	31,1	1,87	5,69	18,32
	1,5	206	1,00	3,04	1,47	32,9	0,58	1,76	5,35
П'ятишарові композити									
700	1	201	6,58	12,09	6,01	26,0	3,00	5,51	21,20

Таблиця В.3. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових композитів системи ВТ6/Al

$t, ^\circ\text{C}$	$S, \text{мм}$	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг $\sigma_b, \text{МПа}$	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\sigma, \text{МПа}$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\sigma, \%$	Середнє арифметичне значення деформації $\epsilon, \%$	Середньоквадратичне відхилення s_ϵ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\epsilon, \%$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\epsilon, \%$
700	0,5	602	5,00	15,20	2,52	15,3	0,73	2,42	14,59
	1	394	5,50	16,74	4,24	9,8	0,58	1,78	18,12
	1,5	383	6,00	18,24	4,76	14,6	0,61	1,85	12,67

Таблиця В.4. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових композитів системи Ti-TiB/Al

$t, ^\circ\text{C}$	$S, \text{мм}$	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг $\sigma_b, \text{МПа}$	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\sigma, \text{МПа}$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\sigma, \%$	Середнє арифметичне значення деформації $\epsilon, \%$	Середньоквадратичне відхилення s_ϵ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\epsilon, \%$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\epsilon, \%$
700	1,5	479	6,00	18,24	3,8	14,96	0,57	1,73	11,62

Таблиця В.5. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових композитів системи ВТ1-0/Al з різним ступенем обтискання після прокатування

$S, \text{мм}$	Ступінь обтискання	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг $\sigma_b, \text{МПа}$	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\sigma, \text{МПа}$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\sigma, \%$	Середнє арифметичне значення деформації $\epsilon, \%$	Середньоквадратичне відхилення s_ϵ	Межі довірчого інтервалу $\Delta\epsilon, \%$	Відносна похибка вимірювання $\delta_\epsilon, \%$
1	0,27	405	6,55	19,93	4,92	16,3	0,65	1,97	12,11
	0,35	491	5,56	16,92	3,44	14,1	1,20	3,66	26,00
1,5	0,30	401	4,35	13,25	3,30	13,1	0,86	2,62	19,96
	0,45	461	7,54	22,93	4,96	10,1	0,72	2,19	21,70

Таблиця В.6. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових композитів системи ВТ1-0/Al з різним ступенем обтискання та різною орієнтацією зразків відносно напрямку прокатування

S, мм	Ступінь обтискання	Орієнтація зразка відносно напрямку прокатування	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_b , МПа	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу Δ_σ , МПа	Відносна похибка вимірювання δ_σ , %	Середнє арифметичне значення деформації ε , %	Середньоквадратичне відхилення s_ε	Межі довірчого інтервалу Δ_ε , %	Відносна похибка вимірювання δ_ε , %
1	0,38	0 °	483	7,50	22,82	4,72	7,0	0,38	1,16	16,46
		90 °	490	7,02	21,35	4,35	8,0	0,50	1,55	19,37
1,5	0,37	0 °	436	4,50	13,71	3,14	6,8	0,17	0,52	7,65
		90 °	428	3,60	10,96	2,56	9,0	0,42	1,29	14,26

Таблиця В.7. Оброблення результатів дослідження на розтяг тришарових композитів системи Ti-TiB/Al після прокатування

S, мм	Ступінь обтискання	Середнє арифметичне значення міцності на розтяг σ_b , МПа	Середньоквадратичне відхилення s_σ	Межі довірчого інтервалу Δ_σ , МПа	Відносна похибка вимірювання δ_σ , %	Середнє арифметичне значення деформації ε , %	Середньоквадратичне відхилення s_ε	Межі довірчого інтервалу Δ_ε , %	Відносна похибка вимірювання δ_ε , %
1,5	0,2	725	6,5	19,78	2,72	0,98	0,04	0,12	12,45

ДОДАТОК Г

Таблиця Г.1. Результати визначення густини шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/Al, що піддавали випробуванням на розтяг, та їх оброблення

S, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Середнє арифметичне значення густини, кг/м ³	Середньо-квадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, кг/м ³	Відносна похибка вимірювання δ, %
		Ti	Al	Ti	Al				
3-шаровий матеріал, t=700 °C									
0,5	1,58	1	0,58	63,29	36,71	3842	7,23	21,9	0,57
1	2,9	1	1,9	34,56	65,44	3323	1,24	3,7	0,11
1,5	3,32	1	2,32	30,13	69,87	3243	8,19	24,9	0,76
3-шаровий матеріал, t=750 °C									
0,5	1,68	1	0,68	59,53	40,47	3774	6,40	19,4	0,51
1	2,46	1	1,46	40,65	59,35	3433	8,95	27,2	0,79
1,5	2,72	1	1,72	36,81	63,19	3364	3,74	11,3	0,33
5-шаровий матеріал, t=700 °C									
1	4,52	1,5	3,02	33,21	66,79	3299	4,98	9,1	0,27
7-шаровий матеріал, t=700 °C									
1	5,6	2	3,6	35,59	64,41	3342	4,96	15,1	0,45

Таблиця Г.2. Результати визначення густини шаруватих композиційних матеріалів системи ВТ6/Al, що піддавали випробуванням на розтяг, та їх оброблення

S, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Середнє арифметичне значення густини, кг/м ³	Середньо-квадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, кг/м ³	Відносна похибка вимірювання δ, %
		Ti	Al	Ti	Al				
3-шаровий матеріал, t =700 °C									
0,5	1,68	1	0,68	59,41	40,59	3729	3,52	10,6	0,28
1	2,75	1	1,75	36,37	63,63	3330	6,86	20,8	0,62
1,5	2,92	1	1,92	34,21	65,79	3292	5,08	15,5	0,47
5-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	5,1	1,5	3,6	29,42	70,58	3208	7,98	24,2	0,75
7-шаровий матеріал, t =700 °C									
1	5,8	2	3,8	34,52	65,48	3296	6,22	18,9	0,57

Таблиця Г.3. Результати визначення густини шаруватих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al та їх оброблення

S, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Середнє арифметичне значення густини, кг/м³	Середньо-квадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, кг/м³	Відносна похибка вимірювання δ, %
		Ti	Al	Ti	Al				
3-шаровий матеріал, t =700 °С, не піддавали випробуванням на розтяг									
0,5	7,4	6,77	0,63	91,49	8,51	4351	-	-	-
1	7,9	6,74	1,16	85,32	14,68	4240	-	-	-
1,5	8,2	6,7	1,5	81,71	18,29	4175	-	-	-
3-шаровий матеріал, t =700 °С, піддавали випробуванням на розтяг									
1,5	4,42	2,92	1,5	66,09	33,91	3893	2,11	6,4	0,16

Таблиця Г.4. Результати визначення густини шаруватих композиційних матеріалів системи VT1-0/Al, що піддавали прокатуванню і випробуванням на розтяг, та їх оброблення

S, мм	Ступінь обтискання	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Середнє арифметичне значення густини, кг/м³	Середньо-квадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, кг/м³	Відносна похибка вимірювання δ, %
			Ti	Al	Ti	Al				
3-шаровий матеріал, t=700 °C										
1	0,27	2,45	1,47	0,98	59,97	40,03	3782	15,94	48,5	1,28
1	0,35	1,90	1,30	0,60	68,22	31,78	3931	24,87	75,6	1,92
1,5	0,30	2,60	1,54	1,06	59,23	40,77	3769	19,06	58,0	1,54
1,5	0,45	1,98	1,26	0,72	63,61	36,39	3848	17,04	51,8	1,35
3-шаровий матеріал, t=700 °C, піддавали випробуванням на розтяг для визначення анізотропії властивостей										
1	0,38	2,07	1,54	0,53	74,27	25,73	4041	12,77	15,98	0,39
1,5	0,37	2,42	1,48	0,94	61,25	38,72	3800	3,69	4,62	0,12

Таблиця Г.5. Результати визначення густини шаруватих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al, що піддавали прокатуванню і випробуванням на розтяг, та їх оброблення

S, мм	Ступінь обтискання	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Середнє арифметичне значення густини, кг/м³	Середньо-квадратичне відхилення s	Межі довірчого інтервалу Δ, кг/м³	Відносна похибка вимірювання δ, %
			Ti	Al	Ti	Al				
3-шаровий матеріал, t =700 °С, прокатування за температури 600 °С										
1,5	0,20	4,62	4,12	0,50	89,11	10,88	4313	8,92	27,13	0,62

ДОДАТОК Д

Таблиця Д.1. Розраховані значення модуля Юнга для рідкофазно сформованих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Модуля Юнга E, ГПа
		Ti	Al	Ti	Al	
3-шаровий матеріал, t =700 °C						
0,5	1,58	1	0,58	63,29	36,71	90,3
1	2,9	1	1,9	34,56	65,44	81,0
1,5	3,32	1	2,32	30,13	69,87	79,6
3-шаровий матеріал, t =750 °C						
0,5	1,68	1	0,68	59,53	40,47	89,0
1	2,46	1	1,46	40,65	59,35	83,0
1,5	2,72	1	1,72	36,81	63,19	81,8
5-шаровий матеріал, t =700 °C						
1	4,52	1,5	3,02	33,21	66,79	80,6
7-шаровий матеріал, t =700 °C						
1	5,6	2	3,6	35,59	64,41	81,4

Таблиця Д.2. Розраховані значення модуля Юнга для рідкофазно сформованих композиційних матеріалів системи ВТ6/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Модуля Юнга E, ГПа
		Ti	Al	Ti	Al	
3-шаровий матеріал, t =700 °C						
0,5	1,68	1	0,68	59,41	40,59	95,5
1	2,75	1	1,75	36,37	63,63	85,6
1,5	2,92	1	1,92	34,21	65,79	84,7
5-шаровий матеріал, t =700 °C						
1	5,1	1,5	3,6	29,42	70,58	82,6
7-шаровий матеріал, t =700 °C						
1	5,8	2	3,8	34,52	65,48	84,8

Таблиця Д.3. Розраховані значення модуля Юнга для рідкофазно сформованих композиційних матеріалів системи Ti-TiB/Al

Вихідна ширина зазору між пластинами, мм	Середня товщина композиту, мм	Середня товщина шару, мм		Середня об'ємна частка, об. %		Модуля Юнга E, ГПа
		Ti	Al	Ti	Al	
3-шаровий матеріал, t =700 °C, не піддавали випробуванням на розтяг						
0,5	7,4	6,77	0,63	91,49	8,51	112
1	7,9	6,74	1,16	85,32	14,68	109
1,5	8,2	6,7	1,5	81,71	18,29	107
3-шаровий матеріал, t =700 °C, піддавали випробуванням на розтяг						
1,5	4,42	2,92	1,5	66,09	33,91	100

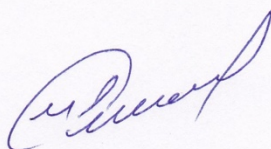
ДОДАТОК Е

прим. 2
№ 23
в. 9 10.06.2021

Акт
впровадження в освітній процес
результатів дисертаційної роботи
аспірантки кафедри ливарного виробництва чорних та кольорових металів
інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона
Смірної Яни Олександрівни

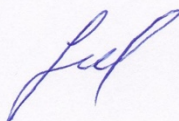
Результати наукового дослідження аспірантки Смірної Я.О. на тему: «Шаруваті титан-алюмінієві композиційні матеріали» використані під час підготовки та викладання дисципліни «Нові матеріали» для першого рівня підготовки здобувачів освіти спеціальності 136 Металургія. Теоретичні та практичні результати щодо отримання армованих композитів рідкофазними методами опубліковано у фахових виданнях України: Наукові вісті КПП, 2019, № 2, С. 71-77. DOI: 10.20535/kpi-sn.2019.2.167784; Металознавство та обробка металів, 2019, Том 25, №4 (92), С. 47-52. DOI: 10.15407/mom2019.04.047.

В.о. завідувача
Кафедри ЛВЧКМ



Михайло ЯМШИНСЬКИЙ

В.о. директора
ІМЗ ім. Є.О. Патона



Юрій СИДОРЕНКО

ЗАТВЕРДЖУЮ

Генеральний директор Державного підприємства «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля»



О. П. Кушнар'єв

2022 р.

Акт

застосування результатів дисертаційної роботи
аспірантки кафедри ливарного виробництва НН ІМЗ ім. Є.О. Патона
Смірної Яни Олександрівни

Комісія ДП «КБ «Південне» у складі:

голови комісії – директора дослідно-промислового виробництва
Снегірьова І. Л.;

членів комісії: начальника проектно – конструкторського комплексу
Калініченка Д. С.;

вченого секретаря – начальника науково – освітнього
центру Потапович Л. П.;

заступника директора дослідно-промислового
виробництва – начальника виробничо – диспетчерського
відділу Соколова Д. О.;

начальника проектно-експериментального виробничого
комплексу нових металевих матеріалів і перспективних
технологій Бабенка Р. Г.;

начальника відділу перспективних технологій та
металевих матеріалів Болтасова С. В.

розглянула матеріали дисертаційних досліджень Смірної Яни
Олександрівни.

Ознайомившись з основними положеннями дисертаційної роботи
аспіранта Смірної Я. О. «Створення основ технологій виготовлення
шаруватих метало-керамічних композиційних матеріалів з підвищеними
фізико-механічними характеристиками» підтверджую, що представлені
результати, а саме:

- технологічні параметри та закономірності рідкофазного формування шаруватих композиційних панелей системи титан, армований волокнами борида титану / алюміній;
- технологічні параметри прокатування тришарових композитних панелей системи титан, армований волокнами боридами титану / алюміній;

- експериментально визначені фізико-механічні властивості шаруватих композиційних матеріалів системи титан, армований волокнами бориди титану / алюміній

мають важливе прикладне значення для конструювання та виготовлення елементів аерокосмічної техніки та будуть використані ДП «КБ «Південне» у експериментальному виробництві.

Голова комісії



І. Л. Снегірьов

Члени комісії



Д. С. Калініченко



Л. П. Потапович



Д. О. Соколов



Р. Г. Бабенко



С. В. Болтасов