

УДК 669.295-026.564.4:621.762.5

doi: 10.32620/aktt.2023.1.03

**Л. П. КЛИМЕНКО, В. І. АНДРЕЄВ, О. І. СЛУЧАК,  
О. Ф. ПРИЩЕПОВ, О. В. ЩЕСЮК****Чорноморський національний університет ім. Петра Могили, Миколаїв, Україна****МОДЕЛЬ ФОРМУВАННЯ ПОРИСТОСТІ БРИКЕТІВ  
ГУБЧАСТОГО ТИТАНУ НА СТАДІЇ СПІКАННЯ**

В роботі розглянуто особливості формування міжчасткових зв'язків в матеріалі пористих виробів, отриманих з губчастого титану, які мають застосування в авіаційній промисловості та аеродромному господарстві. Розроблена модель спирається на результати попереднього дослідження, де було визначено структуру кубооктаедричних та обернено кубооктаедричних кластерів пакування сферичних частинок порошку при найбільш щільному пакуванні. В ході дослідження розроблено модель злиття часток в точках деформації пресування, внаслідок рекристалізації їх під впливом високих температур у вакуумі. Розглянуто чотири основні етапи спікання порошкового брикету та розроблено математичну модель для кожного з них. Так етап випаровування рідини розглядається з точки зору кавітаційного впливу кипіння на поверхню частинок та кипіння пластифікаторів. Для опису сил, що діють на поверхню частинки використано формулу плівкового кипіння Ейлера, формулу Толубінського для бульбашкового кипіння, а конвективний теплообмін розглянуто як частину фінального етапу спікання. Етап формування металічних зв'язків модельовано на основі результатів практичних досліджень в печі РЕВ 5.5, рекристалізації на основі диференційно-скануючої колориметрії на приладі NETZSCH STA 449F1 Proteus та визначення зміни розмірів зерен за шкалами E19 ASTM із застосуванням методу Джеффріса. Етап дифузії модельовано на основі апроксимації моделі деформації часток в зонах контакту на стадії пресування через формулу Френкеля. Лінійна усадка модельована на основі прямого вимірювання розмірів зразків до та після спікання. Розроблена модель має певну універсальність при застосуванні для моделювання взаємодії частинок порошків металів в умовах утворення пористих брикетів, особливо, якщо форма частинок є близькою до округлої, або губчастою. Отриманий результат дозволить більш точно оцінювати такий фактор, як зчеплення між часткам пресовок та прогнозувати міцність матеріалу на розрив. Крім того, за рахунок математичної характеристики особливостей формування корпускулярної пористості в умовах спікання в вакуумі, ми можемо проектувати матеріали з диференційованою пористістю, а також закласти основи порошкового 3D-друку таких матеріалів, шляхом збирання за схемою "частинка до частинки" або поширово, з регулюванням сили втискування частинок одна-в-одну.

**Ключові слова:** титан; губчастий титан; корпускулярна пористість; спікання; пакування часток; дифузія; рекристалізація; пресування.

**Вступ**

Питання формування структури та фізико-механічних характеристик матеріалів, що застосовуються в авіаційній промисловості та аеродромному господарстві завжди є актуальним напрямом наукових досліджень. Пористі титанові композиційні сполуки, які отримані за технологією порошкової металургії, завдяки комплексу цінних властивостей, а саме: малій щільності  $\rho = 2,8 - 3,9 \text{ г/см}^3$ , високої корозійної і термічної стійкості та, головне, здатності поглинання енергії удару і вібраційних коливань, мають перспективи застосування в означених галузях промисловості. Зниження ваги зі збереженням механічної стійкості в таких виробках може досягатись різними методами. Один з них – керування процесом утворення пористої структури матеріалу на стадії його отримання.

Пористі матеріали можна розділити на корпускулярні та губчасті [1]. Корпускулярні – це ті, що формуються шляхом пресування щільно упакованого конгломерату частинок. В розробленій раніше математичній моделі [2] їх структура представлена в вигляді стиснених кубооктаедричних, або оберненокубооктаедричних кластерів з щільністю пакування за Гауссом [3] біля 0,74048, що дає пористість не більше 0,26. Губчасті тіла, або металічні піни, є протилежністю корпускулярних, де при однаковій структурі саме порожня частина є центром кластера, а заповнена міжкластерним простором. Тому, максимальна пористість металічної піни з комірками рівного розміру може досягати значення 0,74048. При цьому, питання порівняння міцності губчастих та корпускулярних тіл є мало вивченим.

З іншого боку, для виготовлення корпускулярних тіл, сировину не потрібно плавити (достатньо

температур біля 0,4 температури плавлення [4]), тому в плані простоти формування вони є більш ефективними.

У роботі [5] стверджується, що зчеплення між металічною та керамічною поверхнею базується на адгезії. Опис адгезійних властивостей титану з даної статті було застосовано при моделюванні крипу часток (в'язкої течії металу під впливом температури та тиску).

У роботі [6] стверджується, що час повної рекристалізації листа механічно обробленого титану досягає 60 хв. Опис основних процесів рекристалізації, в цілому, співпадає зі спостереженнями щодо зерен в спечених брикетах губчастого титану, що дозволяє застосувати частину показників при їх характеристиці.

У роботі [7] описано фізико-механічні властивості імплантів, створених на основі титанового порошку. Вказані тут дані по пористості дозволять оцінити реалістичність розробленої моделі.

У роботі [8] викладено графіки ізостатичного пресування, що є досить близькими до наших вихідних даних, а тому по зміні їх пористості можна порівнювати даний процес для спікання корпускулярних тіл з сферичних та губчастих часток.

Процес пресування та спікання частинок титанової губки дозволяє впливати на утворення пор внесенням домішок корисних хімічних елементів [9] та покриттів на поверхні гранул порошоків, включно, до нанопокриттів [10].

Спираючись на все вищевказане, ми проведемо вдосконалення розробленої моделі та розробимо математичне обґрунтування для процесів структуроутворення таких матеріалів при керованому формуванні.

Саме тому **об'єктом** даного дослідження стала порова структура корпускулярних тіл.

**Предметом** дослідження є процеси трансформації порової структури корпускулярних тіл на прикладі брикетів губчастого титану на стадії спікання.

#### **Завдання дослідження:**

1. Визначити рівень вивченості питання формування пористості виробів, що формуються методами порошкової металургії з урахуванням геометрії пакування частинок;

2. Дослідити зразки, отримані шляхом пресування та спікання у вакуумі брикетів губчастого титану за допомогою диференційно-скануючої калориметрії, мікрофотографії та критичних випробувань термічного навантаження в вакуумі;

3. Створити математичну модель основних етапів спікання таких виробів, спираючись на розроблену раніше модель формування порової структури на етапі пресування;

4. Порівняти результати моделювання з існуючими в науковій періодиці даними щодо зміни пористості в результаті спікання порошкових виробів.

## **1. Матеріали та методи дослідження**

В ході дослідження було застосовано сукупність теоретичних та прикладних методів, а саме:

– математичне моделювання з застосуванням сукупності геометричних формул пакування частинок (Барлоу), фізичних формул деформації металу (Треска Сен-Вернана та Губера-Мізеса) та крипу (Френкеля).

– диференційно-скануюча калориметрія (ДСК) для аналізу фізико-хімічних перетворень за різних температур.

– визначення розміру зерен за шкалою E19 ASTM із застосуванням методу Джеффірса.

– статистичний аналіз отриманих даних для виведення закономірностей в програмних пакетах Excel та Curve Expert.

Експериментальні зразки брикетів губчастого титану готували шляхом змішування здрібною титановою губкою Тг-ТВ (фракція  $-3,3 +1,3$  мм) та пресування на переобладнаній розривній машині Р-10 під тиском 10 тон з отримуваною пористістю зразків 30 – 65 %.

Спікання зразків відбувалось в вакуумній печі РЕВ 5.5 за вакууму до 10 – 2 мм рт.ст. та температурою  $1050 \pm 5^\circ \text{C}$  з поступовим підняттям протягом 6-8 годин до заданої величини та витримкою протягом години.

## **2. Результати та обговорення**

Нормальна температура формування спечених виробів з титанових порошоків зазвичай становить 0,6 – 0,8 температури плавлення титану [11], що становить  $1000 - 1335^\circ \text{C}$ .

Спікання включає чотири основні етапи:

1) випаровування води  $100 - 150^\circ \text{C}$ ;  
2) відновлення окислів з формуванням металічних зв'язків  $150^\circ \text{C} - 0,2 \text{ Тпл}^\circ \text{C}$ ;  
3) дифузія та рекристалізація за температур  $0,2 - 0,4 \text{ Тпл}^\circ \text{C}$ ;

4) усадка та кінцеве формування зв'язків, що починається за температур  $0,6 - 0,8 \text{ Тпл}^\circ \text{C}$  та продовжується аж до температури плавлення.

1) Перший етап базується на таких підетапах, як:

– плівкове кипіння за формулою Ейлера (1)

$$w = D_0 f , \quad (1)$$

$$f = \frac{1}{\tau_p + \tau_B}, \quad (2)$$

де  $\tau_p$  – час росту бульбашки на поверхні рідини,

$\tau_B$  – час омивання поверхні рідиною між відривом одної бульбашки з зародженням нової;

– бульбашкове кипіння за формулою Толубінського (3):

$$Nu = 54K^{0,6}Pr^{0,3}, \quad (3)$$

$$K = \frac{q}{r\rho_p D_0 f} \quad (4)$$

де  $K$  – співвідношення швидкості кипіння та швидкості росту бульбашок,

$q$  – тепловий потік на площі,

$r$  – радіус бульбашки,

$\rho_p$  – густина рідини,

$Pr$  – критерій Прандтля (рис. 1, формула 5).

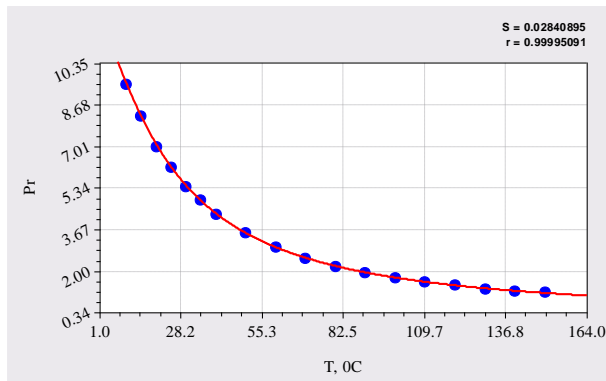


Рис 1. Критерій Прандтля (Curve expert)

$$Pr = \frac{0,17895 \cdot 0,01281 + 12,2534T^{-1,35763}}{0,01281 + T^{-1,35763}}, \quad (5)$$

За відсутності експериментальних даних швидкість росту бульбашки може бути визначена емпіричним співвідношенням тиску

$$w = D_0 f = 0,36 \cdot 10^{-3} \sqrt[1,4]{\frac{P}{P_{кр}}}, \quad (6)$$

де  $P$  – тиск в бульбашці,  $P_{кр}$  – критичний тиск.

Механізм дії таких бульбашок є прикладом кавітаційної обробки поверхні матеріалу, що позитивно впливає на процеси рекристалізації, проте послаблює міжчасткові зв'язки. Тому перед спіканням без

керамічних наповнювачів вологість та кількість пластифікаторів з температурою кипіння, нижчою за температуру спікання має бути не вище 3 – 10 % від загальної маси заготовки.

Кавітаційну течію можна охарактеризувати (7) безрозмірним параметром (числом кавітації)

$$X = \frac{2(P - P_\delta)}{\rho V^2}, \quad (7)$$

де  $P$  – гідростатичний тиск,  $P_\delta$  – тиск насичених парів,  $\rho$  – густина середовища,  $V$  – швидкість входу потоку в систему.

Проте кавітаційний вплив на частинки зазвичай є надто малим, щоб його враховувати, хоча при активації фільтрів це обов'язковий компонент.

2) Другий етап – відновлення окислів з формуванням металічних зав'язків 150 °С – 0,2Тпл °С. Для матеріалів, хімічно активних за температури першої фази спікання, на зразок титану, що проявляє плинність та активно насичується компонентами повітря уже при 200 °С, спікання проводять в нейтральній атмосфері, або в вакуумі.

3) Третій етап – дифузія та рекристалізація, що починається за температур 0,2 – 0,4 Тпл °С. За Н. А. Бонвару це незворотній процес зменшення вільної енергії системи, що відбувається виключно в деформованих матеріалах через ріст кристалів внаслідок поглинання дрібних кристалів крупними за температури 0,34 Тпл.

На рекристалізацію впливають: ступінь деформації через здібнювання зерен при холодній обробці; розмір зерна в матеріалі через зниження температури початку рекристалізації; тривалість витримки через ріст температури рекристалізації та зниження швидкості росту внаслідок збільшення розміру зерна.

Число зерен на одиницю площі за Тамманом зменшується з часом відпалу по рівнобокій гіперболі (8), або по нерівнобокій (9)

$$\frac{1}{n} = \frac{\tau_B}{k}, \quad (8)$$

де  $\tau_B$  – час відпалу з моменту початку рекристалізації,  $n$  – число зерен,  $k$  – коефіцієнт, що залежить від кількості та виду домішок, активних атомів і інших показників;

$$\frac{1}{n} = \frac{\tau_B}{k + b \cdot \tau}, \quad (9)$$

де  $b$  є величиною, аналогічною до  $k$

$$k = \tau_B n, \text{ або } k + b \cdot \tau = \tau_B n,$$

що дає можливість отримати параметричний коефіцієнт для кількості та виду домішок.

Враховуючи особливості пакування зерен, автори [12] вказують, що їх число буде зворотнопропорційним величині їх перетину, тобто квадрату лінійної величини  $l^2$ , тобто (10) квадрату діаметру зерна

$$l^2 = \frac{1}{n}. \quad (10)$$

Це дає можливість розрахувати миттєву швидкість росту зерна на основі практичних вимірювань величини та кількості зерен в спеченому матеріалі та розробити прогноз його росту

$$\frac{dl}{dt} = \frac{1}{2kl}. \quad (11)$$

Визначення величини зерна проводилося оцінкою за стандартними шкалами E19 ASTM із застосуванням методу Джефферіса і становило: питома поверхня зерна  $\Delta = 56 \text{ мм}^2/\text{мм}^3$ ; число зерен на  $1 \text{ мм}^2$  ( $n$ ) = 43.

Визначимо, швидкість росту радіусу зерен на етапі рекристалізації

$$\frac{dl}{dt} = \frac{1}{688 \cdot \sqrt{\frac{1}{43}}} = 0,00953 \text{ мм/год},$$

тобто 9,53 мкм на годину.

Враховуючи час в 8 годин, ми маємо приріст в 76,3 мкм. Проте, варто пам'ятати, що така рекристалізація відбувається виключно в зонах контакту.

Фазові перетворення, зафіксовані за допомогою ДСК відносяться до температур:

542,6 °C, 673,9 °C, 770,5 °C, 855,2 °C. Перший пік 542,6 °C – 673,9 °C значення після якого втрачається стабільність оксидної плівки титану;

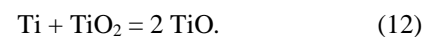
673,9 °C – 770,5 °C – значення температур в які потрапляє взаємодія з азотом;

вище 800 °C – взаємодія з парами води [13]. А 855,2 °C – температура монотропного перетворення брукіту та анатазу в оксидній плівці титану в брукіт;

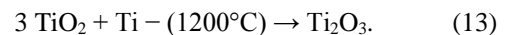
883 °C – температура початку процесу перетворення низькотемпературного  $\alpha$ -титану з високотемпературним гранецентричним щільним пакуван-

ням в решітці в  $\beta$ -титан з гранецентричним кубічним пакуванням.

Зміна кольору зразку на золотистий може пояснюватись відновленням діоксиду титану  $\text{TiO}_2$  до оксиду титану  $\text{TiO}$ , в ході реакції (12) що за літературними джерелами [13] відбувається в вакуумі за температури 1500 – 1600 °C, проте також відомо, що оксид титану при нагріванні проходить ряд поліморфних переходів при 720, 820, 940 та 1250 °C [13], а його модифікація при 940 °C здатна „заморожувати” свою структуру та зберігати її при кімнатній температурі



Враховуючи те, що включення фіолетового кольору, які ми спостерігаємо в зоні найвищого термічного впливу, імовірно за все є титан III оксидом  $\text{Ti}_2\text{O}_3$ , який утворюється за температури 1200 °C за реакцією (13), ми можемо констатувати, що локальні температури на поверхні спікаємої заготовки в вакуумі можуть досягати даних значень



Для оцінки впливу крипу на зчеплення часток необхідно спиратись на формули Френкеля [14].

Злиття часток (14) характеризується їх формою та поверхневим натягом (15)

$$x^2 = \frac{3 \sigma R}{2 \eta} \tau, \quad (14)$$

де  $\sigma$  – поверхневий натяг,  $\eta$  – коефіцієнт в'язкості,  $R$  – радіус частинок,  $\tau$  – час спікання,  $x$  – характеристичний параметр спікання, що в початковій стадії є рівним радіусу контакту частинок (15), а потім змінюється відповідно до формули Френкеля

$$\sigma = \frac{2}{3} R \eta \cdot \phi^2, \quad (15)$$

де  $\phi$  – кут стикання часток.

Тоді ми маємо такий радіус контакту (16)

$$x = \sqrt{\frac{3 \sigma R}{2 \eta} \tau} \quad (16)$$

Знаючи початковий радіус контакту  $x_1 = a$ , ми можемо спростити формулу на основі пропорції

$$\sqrt{\frac{3 \sigma R}{2 \eta}} = \frac{x}{\sqrt{\tau_n}} = \frac{a}{\sqrt{\tau_1}}, \quad (17)$$

так як  $\sqrt{\tau_1} = 1$ , ми можемо прирівняти першу частину формули до початкового радіусу, що дає

$$x = a \sqrt{\tau_n} \quad (18)$$

$$a = 0,88 \cdot \sqrt[3]{F_{local} \frac{E_{Ti}}{2} \frac{2}{R_1}}, \quad (19)$$

проте від початкового радіусу відніматиметься сума радіусів куль-частинок, що мали бути зруйновані при означеному навантаженні.

Сила може бути визначена на основі локального тиску пресування, поділивши його на кількість частинок в пресовці. Радіус частинки необхідно розраховувати на основі того, яка фракція порошку застосовувалась

$$P_h = P_0 \cdot e^{-f \frac{1,94 P_0}{3} \frac{2h}{R_p}} \quad (20)$$

На основі формули (20) локального тиску, ми можемо розрахувати локальний контактний тиск для двох куль (рис. 2).

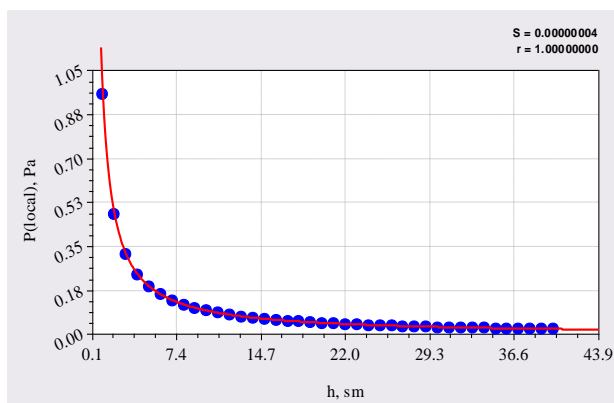


Рис 2. Розподіл локального тиску по висоті.

Звідси ми отримуємо такий розподіл радіусів контакту за висотою та часом спікання (рис. 3).

При переведенні отриманих даних в формат деформованого простору ми знаходимо об'єм простору частинок, що деформується під тиском та ділимо на об'єм частинки, отримуючи формулу (21)

$$w_{def} = \frac{\frac{4}{3} \pi a \cdot T^2 \cdot d}{\frac{4}{3} \pi R_{част}} = \frac{a^2 \cdot T^2 \cdot R}{a_1^2 \cdot R_{част}} \quad (21)$$

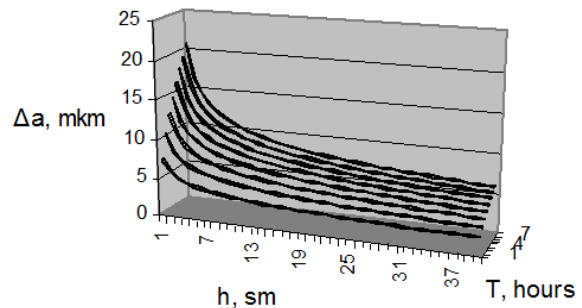


Рис 3. Зміна радіусів контакту по висоті.

Проводячи розрахунки для наших зразків, отримуємо залежність деформації порового простору з результатом спікання (рис. 4).

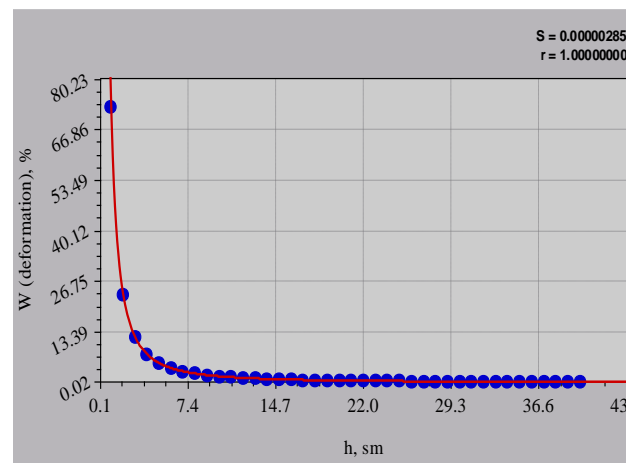


Рис 4. Деформація порового простору при спіканні.

Наразі отримуємо можливість управляти поровим простором титанових брикетів на стадії їх формування за формулою (22)

$$w_{def} = 75,22 \cdot 9,7 \left( \frac{1}{h} \cdot h^{-1,7} \right) \quad (22)$$

Визначене рівняння враховує різнофакторний вплив на процес утворення пор під час упорядкування часток губчатого титану та є співставним з існуючими в науковій періодиці даними.

Розроблена модель при виключенні величини деформації губки може бути застосована для моделювання порового простору сферичних металічних порошоків. При цьому, точність її тільки зросте, адже

показники деформації будуть менше залежати від випадкової форми частинок.

### Висновки

Аналізуючи отримані дані, можна встановити, що основний вплив на зміну пористості спечених порошкових брикетів з губчастого титану здійснює крип.

Зокрема, виведена модель рекристалізації та модель зміну контактного простору частинок чітко показують, що рекристалізація не дає значної зміни простору. Ріст радіусу зерен відбувається виключно в зонах контакту.

Сумарна зміна деформованого простору залежно від висоти піддається моделі модифікованої Гоерла, що дає середній показник деформованого простору в 3,68 % від об'єму частинок. Враховуючи те, що після спікання пористість змінюється не більше, ніж на 5 %, ми отримали модель, що відображає реальну ситуацію в значній мірі.

Використовуючи математичні характеристики особливостей формування корпускулярної пористості в умовах спікання в вакуумі, ми можемо проектувати матеріали з диференційованою пористістю, а також закласти основи порошкового 3D-друку пористих матеріалів, шляхом збирання за схемою “частинка до частинки” або пошарово, з регулюванням сили втискання частинок одна-в-одну.

На жаль, даний напрямок є не особливо розробленим саме з точки зору конструкційних матеріалів. У більшості пористі титанові брикети виготовляються з порошків дрібної фракції та високої чистоти для використання в якості медичних імплантів.

Відповідно, вдосконалення даної моделі дозволить передбачати властивості порового простору матеріалів на основі порошку титану та інших сферичних порошкових матеріалів.

**Внесок авторів:** Концепція та методика – **Л. П. Клименко**; написання огляду, формулювання теми, мети та завдань, оформлення тексту статті – **В. І. Андрєєв**; моделювання, аналіз даних, візуалізація, оформлення формул – **О. І. Случак**; прикладні дослідження, документальний супровід – **О. Ф. Прищепов**; прикладні дослідження, редагування тексту статті, пошук наукових джерел – **О. В. Щесюк**.

### Література

1. Киселев, А. В. Корпускулярная структура адсорбентов гелей [Текст] / А. В. Киселев // Методы исследования структуры высокодисперсных и

пористых тел. – М. : Изд-во АН СССР, 1958. – С. 47–59.

2. Cluster model of the porosity of spongy titanium briquettes at the stage of pressing [Text] / L. Klymenko, V. Andriev, O. Sluchak, O. Pryshchepov, O. Shchesiuk // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 3, iss. 6 (105). – P. 42-52. DOI: 10.15587/1729-4061.2020.206715.

3. Ferguson, S. P. A formulation of the Kepler conjecture [Electronic resource] / S. P. Ferguson, T. C. Hales. – 2002. – Available at: <https://arxiv.org/pdf/math/9811072.pdf>. – 12.12.2022.

4. Froes, Francis H. (Sam) 31 - A perspective on the future of titanium powder metallurgy [Text] / Francis H. (Sam) Froes, Ma Qian // Titanium Powder Metallurgy. – 2015. – P. 601–608. DOI: 10.1016/B978-0-12-800054-0.00031-9.

5. Адгезійно-механічне з'єднання оксидних матеріалів з металами [Електронний ресурс] / І. І. Габ, Т. В. Стецюк, Б. Д. Костюк, С. І. Мартинюк, Ю. В. Найдич // Адгезія розплавів і пайка матеріалів. – Київ : ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України, 2015. – № 48. – С. 117–124. – Режим доступу: <http://www.materials.kiev.ua/article/1878>. – 12.12.2022.

6. Microstructure and textural evolution during cold rolling and annealing of commercially pure titanium sheet [Text] / Na Liu, Ying Wang, Wei-jun He, Jun Li, Adrien Chapuis, Bai-feng Luan, Qing Liu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2018. – Vol. 28, Iss. 6. – P. 1123-1131. – DOI: 10.1016/S1003-6326(18)64748-X.

7. Processing and Characterization of Porous Titanium for Orthopedic Implant Prepared by Argon-atmospheric Sintering and Arc Plasma Sintering [Text] / D. Annur, F. Rokhmanto, Y. N. Thaha, I. Kartika, A. Dimiyati, S. Supriadi, B. Suharno // Materials Research. – 2021. – Vol. 24, iss. 6. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2021-0122.

8. Technology of Obtaining Long-Length Powder Permeable Materials with Uniform Density Distributions [Text] / O. Zabolotnyi, O. Povstyanoi, D. Somov, V. Sychuk, K. Svirzhevskiy // World Congress on Engineering and Technology; Innovation and its Sustainability 2018. WCETIS 2018. – EAI/Springer Innovations in Communication and Computing. Springer, Cham, 2020. – P. 63-78. DOI: 10.1007/978-3-030-20904-9\_5.

9. Пути повышения свойств заготовок деталей ГТД из жаропрочных титановых сплавов, полученных методом прямого лазерного выращивания [Текст] / Ю. А. Марченко, И. А. Петрик, А. В. Овчинников, А. А. Скребцов // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2021. – № 5 (175) – С. 53-59. DOI: 10.32620/akt.2021.5.07.

10. Research on wear resistance coating of aircraft titanium alloy parts by cold spraying technology [Text] / Wenjie Hu, Sergii Markovych, Kun Tan, Oleksandr Shorinov, Tingting Cao // Авіаційно-

космічна техніка і технологія. – 2020. – № 6 (166). – С. 61-71. DOI: 10.32620/akt.2020.6.07.

11. Kobashi, Makoto. *Novel Processing of Porous Titanium Composite for Producing Open Cell Structure [Text]* / Makoto Kobashi, Naoyuki Kanetake // *Materials Science Forum*. – 2007. – Vol. 539-543. – P. 1004-1009. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.1004.

12. Избранные методы исследования в металловедении [Текст] : пер. с нем. / под ред. Хунгера Г. Й. – М. : Металлургия, 1985. – 416 с.

13. McCracken, C. G. *Review of titanium powder-production methods [Text]* / C. G. McCracken, C. Motchenbacher, D. P. Barbis // *International Journal of Powder Metallurgy*. – 2010. – Vol. 46, iss. 5. – P. 19-26.

14. Френкель, Я. И. *Освобождение внутриатомной энергии [Текст]* / Я. И. Френкель. – М. : Изд-во Акад. наук СССР, 1946. – 124 с.

## References

1. Kiselev, A. *Korpuskulyarnaya struktura adsorbentov geley*. In. *Book Metody issledovaniya struktury vysokodispersnykh i poristykh tel*. Moscow, Izd-vo AN SSSR Publ., 1958, pp. 47–59.

2. Klymenko, L., Andrieiev, V., Sluchak, O., Pryshchepov, O., Shchesiuk, O. Cluster model of the porosity of spongy titanium briquettes at the stage of pressing. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2020, vol. 3, iss. 6 (105), pp. 42-52. DOI: 10.15587/1729-4061.2020.206715.

3. Ferguson, S., Hales, T. *A formulation of the Kepler conjecture*, 2002. Available at: <https://arxiv.org/pdf/math/9811072.pdf>. (accessed 12.12.2022).

4. Froes, Francis H. (Sam), Qian, Ma. 31 - A perspective on the future of titanium powder metallurgy. *Titanium Powder Metallurgy*, 2015, pp. 601–608. DOI: 10.1016/B978-0-12-800054-0.00031-9.

5. Gab I., Stetsiuk T., Kostiuk B., Martyniuk S., Naidich Yu. *Adheziyno-mekhanichne z'yednannya oksydneykh materialiv z metalamy [Adhesive-mechanical connection of oxide materials with metals]. Adheziya rozplaviv i payka materialiv – Adhesion of melts and soldering materials*, 2015, no. 48, pp. 117–124. Available at: <http://www.materials.kiev.ua/article/1878>. (accessed 12.12.2022).

6. Liu, Na., Wang, Ying., He, Wei-jun., Li, Jun., Chapuis, Adrien et al. Microstructure and textural evolution during cold rolling and annealing of commercially pure titanium sheet. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, vol. 28,

iss. 6, pp. 1123-1131. DOI: 10.1016/S1003-6326(18)64748-X.

7. Annur, D., Rokhmanto, F., Thaha, Y. N., Kartika, I., Dimiyati, A., Supriadi, S., Suharno, B. Processing and Characterization of Porous Titanium for Orthopedic Implant Prepared by Argon-atmospheric Sintering and Arc Plasma Sintering. *Materials Research*, 2021, vol. 24, iss. 6. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2021-0122.

8. Zabolotnyi, O., Povstyanoi, O., Somov, D., Sychuk, V., Svirzhevskiy, K. Technology of Obtaining Long-Length Powder Permeable Materials with Uniform Density Distributions. *World Congress on Engineering and Technology; Innovation and its Sustainability 2018. WCETIS 2018*. EAI/Springer Innovations in Communication and Computing. Springer, Cham, 2020, pp. 63-78. DOI: 10.1007/978-3-030-20904-9\_5.

9. Marchenko, Tu., Petrik, Ya., Ovchynnikov, A., Skrebtsov, A. Puti povisheniya svoystv zahotovok detaley HTD iz zharoprochnykh titanovykh splavov, poluchennykh metodom priamoho lazernoho vyra-shchivania [Ways to increase the properties of blots of gas turbine engine parts from heat-resistant titanium alloys obtained by direct laser growth]. *Aviacijno-kosmicna tehnika i tehnologia – Aerospace technic and technology*, 2021, no. 5 (175), pp. 53-59. DOI: 10.32620/akt.2021.5.07.

10. Wenjie Hu, Sergii Markovych, Kun Tan, Oleksandr Shorinov, Tingting Cao. *Issledovaniye iznosostoykogo pokrytiya aviatsionnykh detaley iz titanovogo splava po tekhnologii kholodnogo napyleniya [Research on wear resistance coating of aircraft titanium alloy parts by cold spraying technology]. Aviacijno-kosmicna tehnika i tehnologia – Aerospace technic and technology*, 2020, no. 6 (166), pp. 61-71. DOI: 10.32620/akt.2020.6.07.

11. Kobashi, Makoto., Kanetake, Naoyuki. *Novel Processing of Porous Titanium Composite for Producing Open Cell Structure. Materials Science Forum*, 2007, vol. 539-543, pp. 1004-1009. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.1004.

12. Khunger, G. Y. *Izbrannyye metody issledovaniya v metallove-denii [Selected research methods in metallurgy]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 416 p.

13. McCracken, C., Motchenbacher, C., Barbis, D. Review of titanium powder-production methods. *International Journal of Powder Metallurgy*, 2010, vol. 46, iss. 5, pp. 19-26.

14. Frenkel', Ya. *Osvobozhdeniye vnutriatomnoy energii [Release of intra-atomic energy]*. Moscow, Akad. nauk SSSR Publ., 1946. 124 p.

**MODEL OF FORMATION OF POROSITY OF SPONGE TITANIUM BRIQUETTES  
AT THE SINTERING STAGE**

*Leonid Klymenko, Vyacheslav Andreev, Olexandr Sluchak,  
Oleg Pryshchepov, Oleg Shchesiuk*

This article examines the peculiarities of the formation of interparticle connections in porous products based on titanium powders using sponge titanium as an example, which are used in the aviation industry and airfield management. The developed model is based on the results of a previous study, where the structure of cuboctahedral and inverse cuboctahedral clusters of packing spherical powder particles was determined at the most dense packing. During the study, a model of the fusion of particles at the points of pressing deformation due to recrystallization under the influence of high temperatures in a vacuum was developed. 4 main stages of powder briquette sintering were considered, and a mathematical model was developed for each of them. Thus, the stage of liquid evaporation is considered from the viewpoint of the cavitation effect of boiling on the surface of particles and boiling of plasticizers. Euler's film boiling formula was used to describe the forces acting on the particle surface; Tolubinsky's formula was used for bubble boiling; convective heat exchange was considered part of the final stage of sintering. The stage of the formation of metallic bonds is modeled on the basis of the results of practical studies in the REV 5.5 furnace, recrystallization based on differential scanning calorimetry on the NETZSCH STA 449F1 Proteus device, and determining the change in grain size according to the E19 ASTM scales using the Jeffers method. The diffusion stage is modeled on the basis of the approximation of the particle deformation model in the contact zones at the pressing stage using the Frenkel formula. Linear shrinkage is modeled based on direct measurement of sample sizes before and after sintering. The developed model has a certain versatility when applied to simulate the interaction of particles of metal powders under the conditions of the formation of porous briquettes, especially if the shape of the particles is close to round or spongy. The obtained result will make it possible to more accurately evaluate such a factor as the adhesion between the particles of the pressing and predict the tensile strength of the material. Additionally, due to the mathematical characterization of the peculiarities of the formation of corpuscular porosity under the conditions of sintering in a vacuum, we can design materials with differentiated porosity, as well as lay the foundations for powder 3D printing of such materials, by assembling grain by grain, or layer by layer with the adjustment of the force of particle compression one into the other.

**Keywords:** titanium; titanium sponge; corpuscular porosity; sintering; particle packing; diffusion; recrystallization; pressing.

**Клименко Леонід Павлович** – д-р техн. наук, проф. каф. екології та природокористування, Чорноморський національний університет імені Петра Могили, Миколаїв, Україна.

**Андрєєв В'ячеслав Іванович** – канд. техн. наук, доц. каф. екології та природокористування, Чорноморський національний університет імені Петра Могили, Миколаїв, Україна.

**Слущак Олександр Ігорович** – старш. наук. співроб., науково-дослідна частина, Чорноморський національний університет імені Петра Могили, Миколаїв, Україна.

**Прищепов Олег Федорович** – канд. техн. наук, доц. каф. автоматизації і комп'ютерно-інтегрованих технологій, Чорноморський національний університет імені Петра Могили, Миколаїв, Україна.

**Щесюк Олег Володимирович** – канд. техн. наук, доц. каф. автоматизації і комп'ютерно-інтегрованих технологій, Чорноморський національний університет імені Петра Могили, Миколаїв, Україна.

**Leonid Klymenko** – Doctor of Technical Sciences, Professor of Ecology and Environmental Management Department, Petro Mohyla Black Sea National University, Mykolaiv, Ukraine, e-mail: rector@chmnu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-3458-9453.

**Vyacheslav Andreev** – PhD, Associate Professor of Ecology and Environmental Management Department, Petro Mohyla Black Sea National University, Mykolaiv, Ukraine, e-mail: avi@chmnu.edu.ua, ORCID: 0000-0003-1143-8043.

**Olexandr Sluchak** – Senior Researcher, Research Department, Petro Mohyla Black Sea National University, Mykolaiv, Ukraine, e-mail: slu4ok@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5051-0648.

**Oleg Pryshchepov** – PhD, Associate Professor of Automation and Computer-Integrated Technologies Department, Petro Mohyla Black Sea National University, Mykolaiv, Ukraine, e-mail: priof@ukr.net, ORCID: 0000-0002-9608-2703.

**Oleg Shchesiuk** – PhD, Associate Professor of Automation and Computer-Integrated Technologies Department, Petro Mohyla Black Sea National University, Mykolaiv, Ukraine, e-mail: taifun.kv@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1467-3751.