

УДК 620.22.546.07

*Д-р техн. наук Е.С. Геворкян,  
асп. В.П. Нерубацький*

## ДО ПИТАННЯ ОТРИМАННЯ ТОНКОДИСПЕРСНИХ СТРУКТУР З НАНОПОРОШКІВ ОКСИДУ АЛЮМІНІЮ

**Постановка проблеми.** Великий науковий і практичний інтерес має технологія отримання тонкодисперсних структур методом гарячого пресування прямим пропусканням струму (електроконсолідації), дослідження питань структуроутворення, кінетики зростання зерна в процесі створення композиційних матеріалів з тугоплавких матеріалів, а також процеси формування і спікання матеріалів з цих часток.

Аналіз технічної літератури свідчить про новітні досягнення у сфері передової технічної і конструкційної кераміки, знання яких дасть можливість судити про перспективність розвитку керамічного матеріалознавства. Тому розробка наукових і практичних основ здобуття композиційних матеріалів із заданими властивостями на основі таких нанодисперсних і субмікронних порошкових з'єднань, як WC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, є важливим завданням.

**Аналіз існуючих досліджень.** Інтенсивні дослідження в галузі отримання і застосування наноматеріалів, що проводяться в розвинених країнах, відбиті в численних публікаціях. У нашій країні вагомий внесок у дослідження нанопорошкових технологій зробили праці А. П. Шпака, В. В. Скорохода, Н. В. Новікова, П. С. Кислого, А. В. Рагулі, Г. Д. Семченко та ін.

**Мета роботи.** Розробити математичну модель розрахунку щільності матеріалів, отриманих у процесі гарячого пресування прямим пропусканням електричного струму (електроконсолідацією). Виявити основні закономірності спікання нанопорошків, які проводять і не проводять електричний струм, кінетики спікання діелектричних нанопорошків оксиду алюмінію; визначити оптимальні

структуруючі режими спікання залежно від електричних параметрів спікання.

**Результати досліджень.** Метод електроконсолідації дозволяє отримати високощільні тонкодисперсні матеріали не лише з провідних порошків, але і непровідних. Для досліджень були використані нанопорошки оксиду алюмінію. Досліджувані нанопорошки засипалися в графітові прес-форми без єднальних матеріалів. Швидкість нагріву складала 50, 250 і 500 °С/хв аж до 1400 °С. Тиск пресування 45 МПа прикладався при температурі 1100 °С, температурний час витримки складав 2–3 хвилини. Довідкові дані для розрахунків були узяті з [1, 2]. Деякі характеристики при спіканні порошків оксиду алюмінію наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Щільність і розміри зерна матеріалу  $Al_2O_3$

Швидкість підвищення температури, °С/хв	Початкова щільність, г/см <sup>3</sup>	Реальна щільність, г/см <sup>3</sup>	Розмір зерна, мкм
50	0,52	3,95	6–9
250	0,51	3,93	3–4
500	0,52	3,95	0,5–0,6

Локальний нагрів графітової прес-форми генерує додаткову теплоту, що дозволяє за короткий проміжок часу досягти необхідної температури. На рис. 1 видно, що після спікання  $Al_2O_3$  містить невеликі пори у всіх зразках, незалежно від швидкості нагріву. Розмір зерна залишався субмікронним лише при швидкості нагріву 500 °С/хв. При 500 °С/хв, розмір зерна був у 5–6 разів більше, ніж у вихідних нанопорошках. Розмір зерна був у 30–40 разів більше, ніж вихідний розмір зерна, при нагріві зі швидкістю 250°С/хв і в 60–90 разів при швидкості 50 °С/хв. Остаточний розмір зерна при найповільнішому підвищенні склав 6–9 мкм.

Для порівняння: в разі звичайного спікання чистого  $Al_2O_3$  при температурі  $1850\text{ }^\circ\text{C}$  розмір зерна досягає  $30\text{ }\mu\text{m}$  [3].

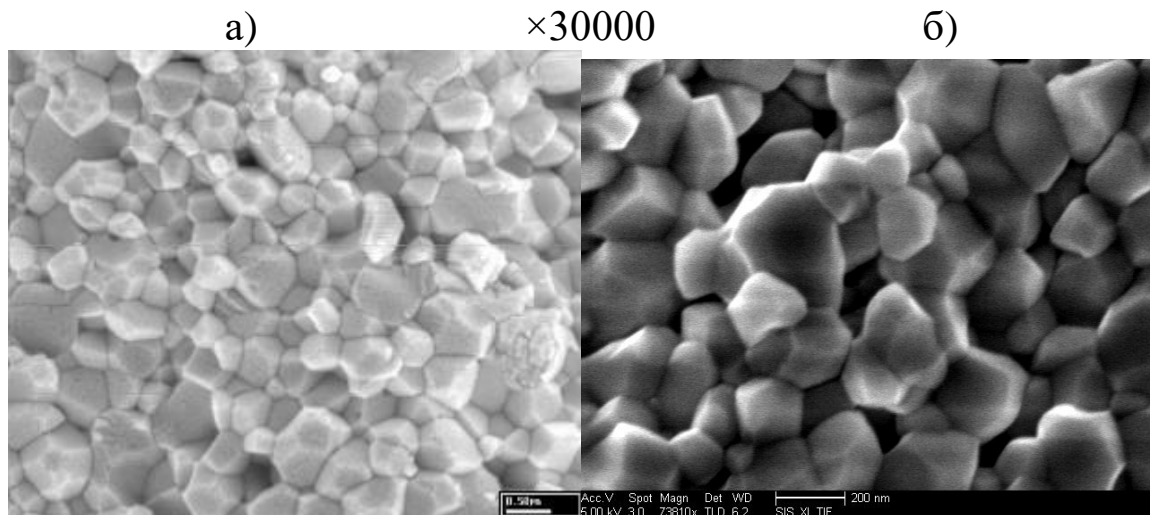


Рис. 1. Структура спечених  $Al_2O_3$  при  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  (а) і при  $1400\text{ }^\circ\text{C}$  (б)

Зростання зерна з підвищенням швидкості нагріву сповільнюється. Розкид розмірів аналогічних пір (тобто великі і невеликі пори, що співіснують), помітний у кожному випадку нагріву. Для обмеження зростання зерна і з метою уповільнити дифузійні механізми перенесення, які, як правило, і впливають на ущільнення, спікання виконувалося з найбільшою швидкістю підвищення температури  $500\text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$ . Проте, навіть для традиційного спікання важко ідентифікувати механізми, відповідальні за ущільнення і зростання зерна. Наприклад, ретельний аналіз ущільнення оксиду алюмінію показує, що дифузія на границях зерен не може бути врахована на ранньому етапі спікання [4]. Швидкісне спікання скорочує потік вакансій і зменшує великі пори, а також обмежує зростання зерна. Швидке зменшення пористості на границях зерен збільшує мобільність у цій області. Це робить спікання нанодисперсних чистих порошоків чутливим до нагріву. В процесі швидкісного нагрівання відбуваються ніби два протилежні явища. З одного боку, процес приводить до утворення значної кількості дрібних пор. У свою чергу дрібні пори створюють невеликі перешкоди на

границях зерен, що сприяє швидкому зростанню зерна. Відомо, що зростання зерна при спіканні алюмооксидної кераміки можна виразити рівнянням [5]:

$$G = G_0 + k \cdot \tau^{1/2}, \quad (1)$$

де  $G_0$  – початковий розмір зерна, нм;  $G$  – кінцевий розмір, нм;  
 $k$  – коефіцієнт;  $\tau$  – час спікання, хв.

Проведені експерименти з дослідження зростання нанозерна в разі нагріву з різними швидкостями показують, що в разі нагріву із швидкістю  $500 \text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$  зростання нанозерна можна описати рівнянням:

$$D = D_0 + k \cdot \tau^{1/6}. \quad (2)$$

З цієї формули явно видно, що швидкість росту зерна практично в 3 рази сповільнюється в порівнянні зі звичайним спіканням. На рис. 2 (а,б) показана зміна структури нанопорошків оксиду алюмінію при нагріві зі швидкістю  $500 \text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$ .

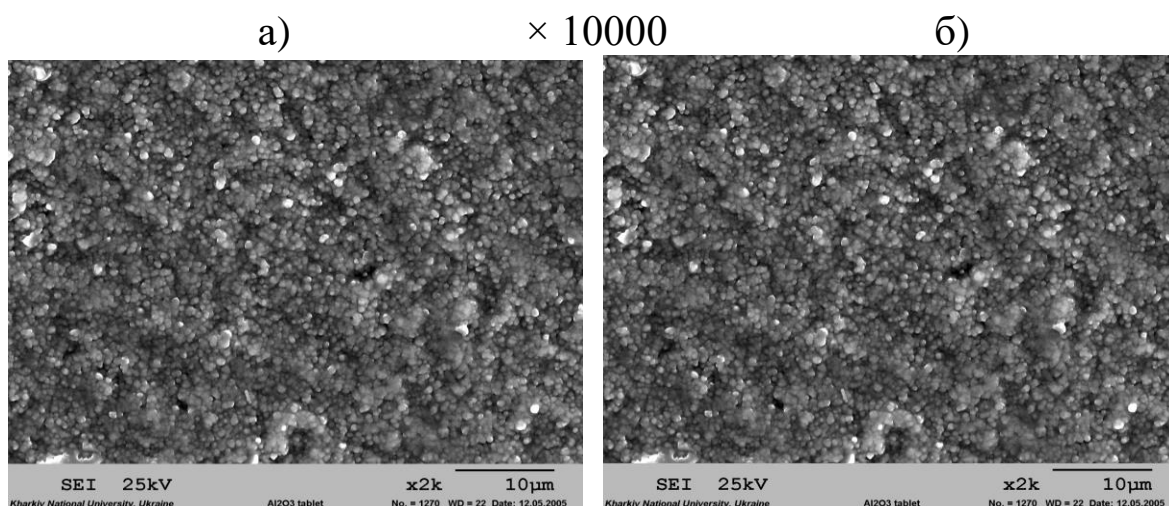
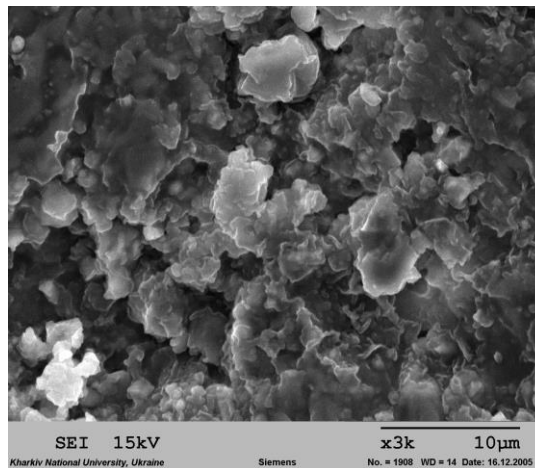


Рис. 2. Злам зразка із  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , спеченого при  $T=1500 \text{ }^\circ\text{C}$  (а)  
і  $T=1600 \text{ }^\circ\text{C}$  (б),  $P = 45 \text{ МПа}$

У чистому оксиді алюмінію з низьким вмістом домішок вплив на мобільність границь різних чинників визначається в основному пористістю. Висока швидкість нагріву зменшує час зміни границь зерен і уповільнює їх зростання. На рис. 3 показаний злам зразка, отриманого методом електроконсолідації з нанопорошків оксиду алюмінію при нагріві зі швидкістю  $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ . Максимальна температура спікання  $T=1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , час спікання становить 40 хв, тиск пресування – 45 МПа.



×10000

Рис. 3. Злам кераміки, отриманої з нанопорошків  $\text{Al}_2\text{O}_3$  гарячим пресуванням у вакуумі при температурі  $1450\text{ }^{\circ}\text{C}$  і часі витримки 40 хв

Закономірності спікання деяких непровідних матеріалів методом електроконсолідації розглядалися в роботах [2, 6–10]. Проведені дослідження з кінетики спікання нанопорошків оксиду алюмінію показали, що швидкість ущільнення залежить від температури і прикладеного тиску і в порівнянні з порошками монокарбіду вольфраму менше залежить від швидкості підвищення температури.

У роботі [11] досліджені особливості спікання нанодисперсних порошків, які проводять і не проводять електричний струм. Відомо, що однією з рушійних сил процесу ущільнення, окрім надлишкової поверхневої енергії, є енергія

границь розділу зерен, яка відокремлює різні ділянки одна від одної.

При нагріванні в зразку між частками утворюється фізичний контакт і надалі – розгалужена система границь: вільна поверхнева енергія витрачається на утворення границь, а надлишкова енергія є основною рушійною силою спікання. Більш чиста поверхня нанопорошків забезпечує більш однорідну морфологію зерен. В результаті швидкого нагріву активується процес ковзання по границях зерен і зразок швидко ущільнюється. Процес спікання активується також за рахунок енергії недосконалості кристалічної решітки, яка в нанопорошках плазмохімічного синтезу являє чималу величину. Відомо, що в процесі спікання відбувається утворення і зростання контакту між частками. За даними автора [12], напруга в шийці керамічних часток, що спеклися, при звичайному спіканні залежить від розміру часток згідно із залежністю [13]:

$$\sigma = 4 \cdot \gamma \cdot x + 12 \cdot \pi \cdot r \cdot \gamma / x^2 + 4 \cdot \pi \cdot r \cdot \gamma, \quad (3)$$

де  $\sigma$  – напруга поверхневого натягнення;  $\gamma$  – вільна поверхнева енергія;  $r$  – радіус зерна, мм;  $x$  – площа контактної перешийки часток, мм<sup>2</sup>.

Оскільки вільна поверхнева енергія більше енергії границь, то енергія утворення вакансій на цих поверхнях різна. На вільній поверхні шийки і границі контакту часток пересичення вакансіями різне. Завдяки градієнту концентрації вакансій забезпечується дифузійне перенесення маси до шийки. Кінетика зростання площі контакту між частками описується рівнянням [11]:

$$x^\omega = A(T) \cdot \tau, \quad (4)$$

де  $x$  – площа контактної перешийки часток, мм<sup>2</sup>;  $A(T)$  – функція, що залежить від температури, геометрії часток і механізму перенесення маси;  $\omega$  – показник міри.

В разі перенесення маси по механізму поверхневої самодифузії рівняння має вигляд [14]:

$$x^7 = 28 \cdot \gamma \cdot \Omega \cdot D_s \cdot \delta_s \cdot r^3 / R \cdot T \cdot \tau, \quad (5)$$

де  $x$  – площа контактної поверхні часток, мм<sup>2</sup>;  $\gamma$  – вільна поверхнева енергія, кДж/мм<sup>2</sup>;  $\Omega$  – об'єм вакансій;  $D_s$  – коефіцієнт поверхневої дифузії;  $\delta_s$  – товщина поверхневого дифузійного шару;  $r$  – радіус зерна, мм;  $R$  – газова постійна;  $T$  – температура;  $\tau$  – час, хв.

Насправді зростання границі відбувається в основному внаслідок поверхневої дифузії і по границях зерен. Розроблена Джонсоном методика опису ущільнення з врахуванням об'ємної, граничної і поверхневої дифузій [15] дозволяє, використовуючи експериментальні дані, визначити відповідні коефіцієнти дифузії. Механізм дифузійно-в'язкої плинності передбачає, що границі зерен є стоками вакансій. Роль лінійних дефектів перенесення маси в рамках цього механізму не враховується. У нанодисперсних частках дислокації, як правило, закріплені на поверхні. Теоретичний і експериментальний матеріал, що існує в даний час, підтверджує можливість зародження і генерування дислокацій при спіканні. Це дозволяє передбачити, що наночастки містять лінійні дефекти в значних кількостях, обмеження відтворення дислокацій у кожній малій частці не виключає такої можливості для групи часток, де джерело генерування дислокацій знаходиться в площині контакту [16], дислокації утворюються при спіканні в зоні контакту часток [17].

У деяких літературних джерелах показується можливість зародження і генерування дислокацій в контактній частці. Різниця тиску на опуклій поверхні частки і увігнутій створює дотичну напругу, яка повинна перевищувати напругу, необхідну для ковзання дислокацій [18]:

$$\tau_k = 2 \cdot \gamma / r + \gamma \cdot (1/\rho - 1/x), \quad (6)$$

де  $\tau_k$  – дотична напруга, Н/мм<sup>2</sup>;  $\gamma$  – вільна поверхнева енергія, кДж/мм<sup>2</sup>;  $\rho$  – радіус кривизни поверхні контакту часток, мкм;  $x$  – довжина контактної перешийки часток, мкм.

В основі зернограничного ковзання часток лежить рух дислокацій. Автор [128] вивів рівняння для швидкості прослизання, обумовлене рухом зернограничних дислокацій. Вперше механізм шляхом ковзання по границях зерен з дифузійною акомодациєю розглянув Ешбі [154]. Він вивів структурне рівняння для плинності в припущенні, що швидкість, з якою виконується робота під напругою, дорівнює енергії взаємодії границь і ковзання по границях, які є ідеальними стоками вакансій:

$$\varepsilon' = 25 \cdot \Omega / R \cdot T \cdot r^2 \cdot (\gamma - 0,72 \cdot \Omega \cdot \delta / 2 \cdot r) \cdot D \cdot (1 + 3,3 \cdot \delta \cdot D_r / 2 \cdot r \cdot D), \quad (7)$$

де  $\varepsilon'$  – швидкість плинності, нм/с;  $\Omega$  – об'єм вакансій;  $r$  – розмір зерна, нм;  $\delta$  – границя зерен, нм;  $D_r$  – коефіцієнт дифузії газу;  $D$  – коефіцієнт дифузії.

Дане рівняння схоже з рівнянням дифузійно-в'язкої плинності, проте швидкість деформації, що визначається ним, на порядок вище. Експериментальні дослідження підтверджують можливість формозміни через ковзання зерен по границях [19]. Дифузія вакансій у решітку і їх взаємодія з дислокаціями створюють потік атомів у зону контакту між частками. Крім того, взаємодія між вакансіями і дислокаціями приводить до анігіляції вакансій і переповзання дислокацій. Переповзання дислокацій паралельно границі дає зрушення зерна паралельно границі, величина якого пропорційна загальній довжині дислокаційної лінії – відстані, на якій відбувається переповзання паралельно границі, вектору Бюргерса, що ділиться на площу границі зерна. Загальна деформація обумовлюється ковзанням границі. Механізм дислокаційної повзучості конкурує із зернограничним ковзанням або може протікати одночасно з ним.

Рівняння повзучості по механізму дислокаційної повзучості має вигляд [16]:



$$\varepsilon' = G \cdot b / R \cdot T \cdot (\sigma / G \cdot b) \cdot \exp(-E_d / R \cdot T), \quad (8)$$

де  $\varepsilon'$  – швидкість плинності, нм/с;  $G$  – модуль зсуву;  $b$  – вектор Бюргерса;  $R$  – газова постійна;  $T$  – температура, °С;  $E_d$  – енергія активації повзучості дислокацій, кДж.

Загальна швидкість деформації по механізму активованого ковзання і дислокаційної повзучості визначається сумою:

$$\varepsilon' = \varepsilon'_c + \varepsilon'_d, \quad (9)$$

де  $\varepsilon'$  – швидкість деформації;  $\varepsilon'_c$  – швидкість активованого ковзання;  $\varepsilon'_d$  – швидкість дислокаційної повзучості.

Таким чином, можна передбачити, що в режимі низької напруги переважає активоване ковзання з дифузійною акомодациєю, в режимі високої напруги – повзучість дислокацій.

В разі швидкісного гарячого пресування прямим пропусканням струму нанодисперсних порошоків  $Al_2O_3$  скоріше за все діють обидва механізми, що дозволяє отримати щільність, близьку до теоретичної вже при 1100 °С. Для порівняння, звичайне спікання зі швидким нагрівом порошку оксиду алюмінію субмікронного розміру дозволяє отримати щільність 94,7 % при 1850 °С за 10 хв [20, 21, 22]. Швидкісний нагрів при спіканні дає повільну кінетику зростання зерна в чистому оксиді алюмінію.

Відомо, що в процесі гарячого пресування можна виділити три стадії ущільнення. На першій стадії під дією тиску відбувається перегрупування часток і інтенсивне зростання щільності майже до 90 % за допомогою зрушення і ковзання границь часток, що призводить до деформації контактних місць зерен, на другій стадії ці процеси стають активнішими і зростає вплив дифузії. На третій стадії відбувається об'ємна дифузія всіх зерен структури. В цьому випадку ущільнення при гарячому пресуванні можна розглядати як повзучість матеріалу під тиском,

обумовлену ковзанням по границях, перебігом об'ємної і поверхневої дифузії. Зміну в'язкості в перебігу часу спікання, обумовлену зростанням нанозерен, можна зобразити рівнянням [23]:

$$\eta_{\tau} = \eta_0 \cdot (1 + b \cdot \tau), \quad (10)$$

де  $\eta_0$  – початкова в'язкість;  
 $b$  – значення вектора Бюргерса;  
 $\tau$  – час, хв.

Кінетика ущільнення має вигляд:

$$-\ln[(1 - \gamma)/(1 - \gamma_0)] = 3 \cdot [P/\eta_0 \cdot b] \cdot \ln(1 + b \cdot \tau)/4, \quad (11)$$

де  $\gamma_0$  – щільність у момент прикладення тиску, г/см<sup>3</sup>;  
 $\gamma$  – остаточна щільність, г/см<sup>3</sup>;  
 $P$  – питомий тиск, МПа;  
 $\eta_0$  – початкова в'язкість;  
 $b$  – значення вектора Бюргерса;  
 $\tau$  – час спікання, хв.

Теоретичне рівняння гарячого пресування нанопорошків оксиду алюмінію, побудоване на проведених експериментальних даних, можна подати у вигляді:

$$d\Theta/dt = -(3/4) \cdot (P/\eta) \cdot \Theta_0 \cdot \tau, \quad (12)$$

де  $\Theta_0$  – первинна пористість, %;  $P$  – тиск, МПа;  $\eta$  – в'язкість матеріалу;  $\tau$  – час гарячого пресування, хв.

Отримана формула наочно показує, що швидкість ущільнення в процесі гарячого пресування в першу чергу залежить від тиску пресування і в'язкості матеріалу. Оскільки швидкість нагріву дуже висока, то чинники зміни в'язкості матеріалу і дифузії не враховувалися.

Електроконсолідація порошків, що проводять електричний струм, під впливом змінного електричного струму дозволяє досягати швидкого ущільнення не лише за рахунок швидкого нагріву, але і за рахунок джоулевого тепла, що утворюється. На відміну від них для порошків, які не проводять електричний струм, яким є оксид алюмінію, резистивний нагрів здійснюється за рахунок нагріву матриці графітової прес-форми і пуансонів. Час спікання контролюється усадкою порошків. Як правило, загальний час спікання не перевищує 10 хв. Процес ущільнення нанопорошків оксиду алюмінію значно відрізняється від порошків з розміром більше 100 нм у зв'язку з тим, що у нанопорошків  $Al_2O_3$  надзвичайно активна і розвинена поверхня. Змінний електричний струм запобігає утворенню агломератів між нанозернами. Крім того, ці порошки термодинамічно дуже нестабільні (енергія активації в деяких випадках досягає 10-50 кДж/моль), що викликано не лише високою поверхневою енергією, але і поліморфними перетвореннями при нагріві нанопорошків оксиду алюмінію. Кінетика зростання зерен  $Al_2O_3$  багато в чому залежить від питомої поверхні нанопорошків, яка є головною термодинамічною рушійною силою процесу спікання. Температура спікання нанопорошків складає  $(0,2...0,3) \cdot T_{пл}$ , тоді як для звичайних порошків ця температура складає  $(0,5...0,8) \cdot T_{пл}$ . Як правило, поверхнева дифузія не веде до ущільнення (форма шийок нанозерен не залежить від усадки), але сприяє зростанню зерна. Поверхнева дифузія є найбільш чутливим механізмом, який впливає на зростання зерна.

Для нанопорошків з високою питомою поверхнею і неправильною формою зерна поверхнева дифузія сприяє спіканню при низьких температурах. Проведені дослідження показали, що в разі спікання нанопорошків оксиду алюмінію, поверхнева дифузія не є визначальним механізмом спікання і покривається потужнішими механізмами, які формують наноструктури. Таким чином можна передбачити, що вплив поверхневої дифузії у створенні наноматеріалів не є визначальним. Дослідження зростання шийок наночасток при спіканні дозволяє зробити висновок, що поверхнева дифузія, як

один з механізмів спікання, сприяє розчиненню виступів нанозерен і створенню чистої поверхні. В деяких випадках низька енергія активації і поверхнева дифузія залежать від розміру зерна. Згідно з даними Вергнона енергія активації для порошку  $Al_2O_3$  з розміром 13,5 нм складає 234 кДж/моль, в той час як наші розрахунки для нанопорошку з розміром зерна 40 нм складають 290 кДж/моль. На зростання зерна, окрім поверхневої дифузії, впливають зернограничне ковзання, в'язкотекучість і у меншій мірі дислокаційний рух. На температуру спікання нанопорошків великий вплив робить чистота поверхні часток. Навіть при спіканні звичайних порошків оксиду алюмінію об'ємна і поверхнева дифузія перешкоджають ущільненню. Проблема стає особливо критичною для нанопорошків оксидів, які можуть спікатися при температурах нижче за термодинамічну стабільність. Чистота поверхні наночасток сприяє мінімізації температури спікання, а це у свою чергу перешкоджає зростанню зерна і сприяє отриманню наноструктур.

Високошвидкісне спікання різних керамічних порошків дозволяє обмежити зростання зерен. При цьому забезпечується найбільш раціональна швидкість ущільнення, зокрема для  $\alpha-Al_2O_3$ . У цій системі повільна температура нагріву веде до збільшення розміру зерна за рахунок поверхневої дифузії. Можливо, стрімка швидкість підвищення температури з метою зниження поверхневої дифузії не для всіх видів нанопорошків може бути застосована.

Слід врахувати, що значний вплив на ущільнення нанопорошків має зерногранична дифузія. Але поза сумнівом, зерногранична дифузія буде вища в нанопорошків у порівнянні зі звичайними. У роботі [24] показано, що збільшення енергії активації сприяє посиленню об'ємної дифузії. Нанопорошки оксиду алюмінію дуже чутливі до швидкості нагріву при спіканні. Попередні дослідження порошків  $\alpha-Al_2O_3$  з розміром часток 200–400 нм показали, що розміри шийок зерен залежать від наявності на поверхні зерен гідроксидів.

Поверхневі ефекти в контактних зонах наночастинок оксиду алюмінію багато в чому залежать від електричних параметрів спікання, величини струму, що подається, напруги і частоти.

**Висновки.** Швидкісний нагрів при спіканні нанодисперсних порошків оксиду алюмінію дає порівняно повільну кінетику зростання зерна. Зростання зерна при цьому мінімальне. Висока чистота вихідного порошку, його вузький гранулометричний склад підвищують однорідність мікроструктури матеріалу, що спікається, і температуру катастрофічного зростання зерна. Чистіша поверхня нанопорошків забезпечує більш однорідну морфологію і міцність міжзернових границь. Встановлено, що однією з рушійних сил процесу ущільнення нанодисперсного порошку оксиду алюмінію, окрім надлишкової поверхневої енергії, є енергія границь розділу зерен, яка відокремлює різні ділянки одна від одної. При нагріванні в зразку між частками утворюється фізичний контакт і, надалі, розгалужена система границь, тобто вільна поверхнева енергія витрачається на утворення границь, а надлишкова енергія є рушійною силою спікання. В результаті швидкого нагріву активується процес ковзання по границях зерен, і зразок швидко ущільнюється.

В разі гарячого пресування сумішей, в яких один з компонентів непровідний, утворюється температурний градієнт в результаті еквідистантного електричного поля, що згенерувало.

### *Список літератури*

1. Самсонов Г.В., Винницький И.М. Тугоплавкие соединения: Справочник. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
2. Панасюк В. П., Андрейкив А. Е., Ковчик С. Б. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов. – К.: Наук. думка, 1977. – 277 с.
3. Семченко Г. Д. Конструкционная керамика и огнеупоры. – Харків: Штрих, 2000. – 304 с.
4. Ковальченко М. С., Середя Н. Н. Исследование кинетики уплотнения при горячем прессовании, структуры и свойств твёрдого сплава на основе карбида титана // Горячее прессование: Сб. науч. тр. – К.: 1975. – Вып. 2. – С. 114–118.

5. Поляков А. А. Технология керамических радиоэлектронных материалов. – М.: Радио и связь, 1989. – 200 с.
6. Рагуля А. В. Термически активируемые процессы с контролируемой скоростью превращения для получения нанокристаллических материалов // Сб. ИПМ НАНУ “Нанокристаллические материалы”. – 1998. – С. 50–65.
7. Скороход В. В., Рагуля А. В. Спекание с контролируемой скоростью как метод управления микроструктурой керамики и подобных спеченных материалов // Порошковая металлургия. – 1994. – №3–4. – С. 1–10.
8. Рагуля А. В., Васильков О. О., Скороход В. В. Синтез нанокристаллических порошков керамики и металлов в неизотермических условиях с контролируемой скоростью превращения // Порошковая металлургия. – 1996. – № 11–12. – С. 51–60.
9. Risbud S. H., Groza J.R. Clean grain boundaries in aluminium nitride ceramics densified without additives by a plasma activated sintering process // Phil. Mag. – 1994. – № 69. – P. 525–533.
10. Скороход В. В., Салонин Ю. М., Уварова И. В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 312 с.
11. Jhonson D.L. Ultra-Rapid Sintering of Ceramics // Science of Sintering. New Direction for Materials Processing and Microstructural Control / Ed. By D. P. Uskokovic, Hayne Palmour III and R. M. Spriggs. – N. Y.: Plenum Press. – 1989. – P. 497–506.
12. Kuczynski G. C. Towards the understanding of the process of sintering // Sintering’85/ Ed. By G. C. Kuczynski, D. P. Uskokovic, Hayne Palmour III and M. M. Ristic. – N. Y.: Plenum Press. – 1987. – P. 3–16.
13. Кислый П. С., Кузенкова М. А. Спекание тугоплавких соединений. – К.: Наук. думка, 1980. – 167 с.
14. Пул Ч., Оуэнс Ф. Мир материалов и технологий / Пер. с англ. Ю. Л. Головина. – М.: Техносфера, 2005. – 328 с.
15. Shkorokhod V. V. Surface relaxation, dynamics of geometric structure and macrokinetics of densification during Sintering of ultrafine Powders // Sintering’85/ Ed. By G. C. Kuczynski,

D. P. Uskokovic, Hayne Palmour III and M. M. Ristic. – N. Y.: L.: Plenum Press. – 1987. – P. 81–88.

16. Skhorokhod V. V. The main trends in study and quantitative description of the sintering processes // Science of sintering, new directions for materials processing of the sintering processes. Science of sintering new direction for materials processing and microstructural control / Ed. By D. P. Uskokovic, Hayne Palmour III and R. M. Spriggs. – N. Y.: L.: Plenum Press. – 1989. – P. 39–54.

17. Двилис О. Л., Соколов В. М. Построение кривых уплотнения керамических порошков на основе однопараметрического уравнения прессования // Огнеупоры и техническая керамика. – 2001. – № 1. – С. 40–44.

18. Skorokhod V. V. Sintering of Powder Materials in Electrothermal, Plasma, and Laser Heating // Advanced Materials Science: 21<sup>st</sup> Centure / Ed by I. K. Pokhodnya. – Cambridge Science Publishing. – 1998. – P. 204–206.

19. Bhattacharya B., Bylander D. Initial stage for nanocrystalline particular // Phys. Rev. – 1985. – № 32. – P. 7973–7978.

20. Ментель Ю. Г. Влияние электрического поля на спекаемость проводящих электрический ток порошков / Теория электрической дуги в условиях вынужденного теплообмена: Новосибирск: Наука, 1977. – С. 82–205.

21. Чернецкий А. В., Лычников Д. С. Распределение электрических полей при индукционном нагреве / Теория электрической дуги в условиях вынужденного теплообмена. – Новосибирск: Наука, 1977. – С. 211–227.

22. Sakai T., Itabashi M. Ceramic nanopowders sintering // Inst. Industr. Sci. – 1996. – V. 18. – № 2. – P. 35–40.

23. Anderson K. R., Groza J.R. Surface oxide bonding in field assisted powder sintering // Mat. Engin. – 1990. – P. 278–283.

24. Ковальченко М. С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. – К.: Наук. думка, 1980. – 107 с.

**Ключові слова:** Границі, дислокація, електроконсолідація, кінетика, нанопорошки, спікання, щільність.

### Анотації

Розроблена математична модель розрахунку щільності матеріалів, отриманих у процесі гарячого пресування прямим пропусканням електричного струму. Виявлені основні закономірності спікання нанопорошків, які проводять і не проводять електричний струм, кінетики спікання діелектричних нанопорошків оксиду алюмінію. Визначені оптимальні структуроутворюючі режими спікання залежно від електричних параметрів спікання.

Зроблено висновок, що при нагріванні в зразку між частками утворюється фізичний контакт і, надалі, розгалужена система границь. В результаті швидкого нагріву активується процес ковзання по границях зерен, і зразок швидко ущільнюється. В разі гарячого пресування сумішей, в яких один з компонентів непровідний, утворюється температурний градієнт в результаті еквідистантного електричного поля, що згенерувало.

Разработана математическая модель расчёта плотности материалов, полученных в процессе горячего прессования прямым пропусканьем электрического тока. Обнаружены основные закономерности спекания проводящих и непроводящих электрический ток нанопорошков, кинетики спекания диэлектрических нанопорошков оксида алюминия. Определены оптимальные структурообразующие режимы спекания в зависимости от электрических параметров спекания.

Сделан вывод, что при нагревании в образце между частицами образуется физический контакт и, в дальнейшем, разветвлённая система границ. В результате быстрого нагрева активируется процесс скольжения по границам зёрен, и образец быстро уплотняется. В случае горячего прессования смесей, в которых один из компонентов непроводящий, образуется температурный градиент в результате сгенерированного эквидистантного электрического поля.

The mathematical model of calculation of closeness of materials, got in the process of hot-pressed the direct key-in of electric current is



developed. Found out basic conformities to law of sintering conducting and non-conducting the electric current of nanopowders, kinetics of sintering of dielectric nanopowders of oxide of aluminium. The optimum gel-forming modes of sintering are certain depending on the electric parameters of sintering.

A conclusion is done, that at heating in a standard between particles a physical contact appears the in future ramified system of borders. As a result of the rapid heating the process of sliding on the borders of grains and standard is activated made more compact quickly. In the case of hot-pressed of mixtures in which one of components non-conducting, a temperature gradient appears as a result of the generating electric field.

УДК 629.41: 629.4.014.26

*Доктори техн. наук Е.Д. Тартаковський,  
А.П. Фалендиш,  
аспіранти А.М. Кучеренко (УкрДАЗТ),  
О.О.Родіонов (ДЕТУТ)*

## **МОДЕЛЮВАННЯ ПАРКУ РУХОМОГО СКЛАДУ ДЛЯ РЕГІОНАЛЬНИХ ПЕРЕВЕЗЕНЬ**

**Вступ.** Залізничний транспорт є одним з головних наповнювачів державного бюджету України і однією з базових галузей економіки країни. Також він є одним з головних елементів виробництва для задоволення потреб населення в перевезеннях як вантажів так і пасажирів. У зв'язку зі складною ситуацією щодо оновлення основних фондів рухомого складу та виробничої бази, що мають прогресуючу тенденцію до старіння, і постійно зростаючими потребами суспільства та європейськими стандартами якості можуть виникнути перешкоди для подальшого соціально-економічного розвитку держави. Це також зумовлено відсутністю державної підтримки галузі і низькими