

4. К вопросу об упрочнении медных стенок кристаллизаторов МНЛЗ / Г. М. Григоренко, В. И. Зеленин., В. А. Лукаш и др. / Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2012.– Вып. 15.– С. 548–552.

Поступила 12.07.17

УДК 669.018.25:621.762.5

В. П. Бондаренко, чл.-кор. НАН України, **С. І. Шестаков**, **М. О. Юрчук**, кандидати
технічних наук

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА ПОВЗУЧИСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНИХ ЗРАЗКІВ, СПЕЧЕНИХ ЗА ОДНООСЬОВОГО СТИСКАННЯ

Наведено результати комп'ютерного моделювання та експериментального дослідження високотемпературної короткочасної повзучості зразків з твердого сплаву ВН20, що спікаються під дією постійного стискаючого осьового навантаження.

***Ключові слова:** твердий сплав, зразок, одноосьове стискання, температура, повзучість, комп'ютерне моделювання, пошкодження, напруження, деформація.*

Вступ

Нині основними споживачами вольфрамових твердих сплавів є виробники гірничодобувного і металообробного обладнання, розробники техніки високих тисків і температур, у тому числі апаратів високого тиску, які застосовують для синтезу алмазів, спікання наноструктурних та інших матеріалів, а також алмазно-твердосплавних пластин для бурового інструменту [1; 2]. З урахуванням того, що для виготовлення зазначених виробів щороку використовують сотні тон дорогих марок вольфрамокобальтових твердих сплавів, залишається актуальність проблеми підвищення їх експлуатаційної стійкості. Відомо, що статична і втомна міцність твердосплавних виробів багато в чому залежить від виду та неоднорідності їх напружено-деформованого стану, а також від термомеханічних характеристик твердих сплавів, які, у свою чергу, залежать від складу і структури останніх [3]. У цьому разі, крім регламентованих досліджень властивостей твердих сплавів залежно від їх мікроструктури потребується комп'ютерне моделювання термопружно-пластичного деформування твердих сплавів з метою оцінювання їх тривалої міцності в умовах сталої і змінної повзучості. Таке моделювання може дати додаткову інформацію про основні закономірності деформування і руйнування як твердосплавних зразків, що спікаються під дією розтягуючих або стискаючих навантажень, так і готових виробів, що експлуатуються тривалий час в умовах високого тиску і високої температури, а також значної швидкості деформування.

Методика досліджень

Основні етапи моделювання повзучості твердих сплавів за високої температури і високого напруження доцільно розглянути на прикладі пружно-пластичного деформування і

руйнування твердосплавних зразків як процес виникнення, накопичення та розвитку в них пошкоджень у результаті одноосьового навантаження.

Припустимо, що процес розвитку тріщин не впливає на деформацію повзучості, що підтверджується висновками з теорії, розробленої Л.М. Качановим [4].

З утворенням так званої бочки (або шийки в разі розтягування) одноосьове рівномірне стиснення (або розтягування) зразка припиняється внаслідок зміни напруженого стану на неоднорідне і неоднорівне.

Аналіз результатів розв'язання тестових завдань показав, що при розрахунку у стаціонарному режимі вибір рівняння повзучості не відіграє принципової ролі з огляду на те, що коефіцієнти рівнянь вибрані для одних і тих самих експериментальних даних. Відмінність полягає лише у зручності підбору коефіцієнтів. Найпростішим для апроксимації експериментальних даних і доволі достовірним для визначення кінетики напружено-деформованого стану зразків та виробів є рівняння деформації повзучості. Результати, які отримуються при використанні рівнянь швидкостей повзучості, достовірні меншою мірою, оскільки коефіцієнти вибираються не для даних, отриманих безпосередньо з експерименту, а для їх значень, отриманих диференціюванням.

Для визначення кінетики напружено-деформованого стану і тривалої статичної міцності твердосплавних зразків при постійному навантаженні доцільно використовувати рівняння деформації повзучості з знайденими за експериментальними даними коефіцієнтами.

Зауважимо, що залежність границі текучості від розмірів зерен карбідів вольфраму d_{WC} за температури понад 1273 К не описується відомим рівнянням Холла–Петча, що може бути пов'язано зі зміною за цієї температури випробування механізму деформування сплаву і переважанням зернограничного ковзання. У свою чергу, це призводить до дуже низького значення границі текучості та його зменшення з подрібненням карбідного зерна. Крім того, як показали чисельні експерименти, у момент, що передує руйнуванню зразка, спостерігається збільшення деформації за відсутності деформаційного зміцнення композиційного матеріалу.

Для побудови кривих повзучості твердосплавних зразків, визначення критичної деформації повзучості ε_{kp} , після досягнення якої зразок повинен зруйнуватись, а також часу до руйнування t_{kp}^c скористаємося рівнянням Качанова–Работнова–Хейхерста [5;6], що описує неізотермічну повзучість з урахуванням пошкоджуваності. Для адекватного опису стадії первинної повзучості вводимо функцію деформаційного зміцнення у вигляді

$$H(\varepsilon) = 1 + Q \exp(-\varepsilon k), \quad (1)$$

де ε – деформація повзучості; Q – енергія активації; k – константа.

Для встановлення різного впливу температури на можливі дифузійну повзучість і поперечне ковзання дислокацій вводимо дві різні функціональні залежності [7]: перша – визначальне рівняння для швидкості деформації повзучості; друга – еволюційне рівняння, що визначає швидкість пошкоджуваності. Для опису цих залежностей від температури використовуємо функцію Арреніуса [8]

$$A(T) = A \exp(-Q_1 / RT); \quad B(T) = B \exp(-Q_2 / RT), \quad (2)$$

де Q_1 і Q_2 – енергії активації; R – універсальна газова стала; T – температура; A , B – константи.

Для одноосного напряженного stanu рівняння повзучості та пошкоджуваності з урахуванням деформаційного зміцнення для полів змінної температури мають такий вигляд [8]:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = A(T)H(\varepsilon)\left(\frac{\sigma}{1-D}\right)^n; \quad (3)$$

$$\frac{dD}{dt} = B(T)\frac{\sigma^m}{(1-D)^l}. \quad (4)$$

де t – час; D – скалярний параметр пошкоджуваності ($0 < D < D^*$, де D^* – критичне значення параметра пошкоджуваності, відповідне часу до руйнування $t_{кр}$ зразка), A , B , Q , n , m , k , i – константи повзучості матеріалу.

Кількість констант, які слід визначити, можна зменшити, якщо замість енергії активації процесів повзучості та пошкоджуваності, а також універсальної газової сталої ввести до розгляду дві константи повзучості, що визначаються: $h = Q_1/R$; $p = Q_2/R$.

Для твердих сплавів та інших структурно-неоднорідних матеріалів енергії активації процесів повзучості та пошкоджуваності, за рідкісним винятком, мають різні значення. Як й інші константи, їх визначають за допомогою обробки експериментальних кривих повзучості для широкого діапазону напруження і температури. Для визначення функції пошкоджуваності, в припущенні постійних значень напруження і температури, проінтегруємо за часом еволюційне рівняння пошкоджуваності [8]. Тоді отримаємо:

$$D(t) = 1 - [1 - (l + 1)B \exp(-p/T)\sigma^m t]^{1/(l+1)}. \quad (5)$$

Підставляючи в (3) умову руйнування зразка $D = 1$, визначаємо час до його руйнування:

$$t_{кр} = 1 / [(l + 1)B \exp(-p/T)\sigma^m]. \quad (6)$$

Тоді деформація повзучості відповідно [9]

$$\varepsilon(t) = k \ln[(1 + Q) \exp(\xi(t)/k) - Q]. \quad (7)$$

Згідно з літературними даними [9], що описують механізми і закономірності в'язкопластичних деформацій матеріалів, їх швидкість на першій і другій стадіях повзучості залежить переважно від інтенсивності головних напружень $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, тобто

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}.$$

На третій стадії основну роль, крім виду і неоднорідності напруженого стану, відіграють накопичені матеріалом до цього проміжку часу розсіяні пошкодження.

Для дослідження багатоосового термопластичного напружено-деформованого стану, який найчастіше реалізується при практичних випробуваннях зразків і експлуатації твердосплавних виробів, згадану концепцію Качанова – Работнова – Хейхерста, що спирається на ступеневу залежність для функції напружень та скалярний параметр пошкодження, слід доповнити складовими від часу і функції зміцнення [10, 11]:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{3}{2} \frac{d\varepsilon_e}{\sigma_i dt}, \quad (8)$$

де $\frac{d\varepsilon_e}{dt} = A \exp\left(-\frac{h}{T}\right) \left(1 + Q \exp\left(-\frac{\varepsilon_e}{k}\right)\right) \left(\frac{\sigma_i}{1-D}\right)^n$; $\frac{dD}{dt} = B \exp\left(-\frac{p}{T}\right) \frac{(\sigma_e)^m}{(1-D)^l}$; ε_e – загальна еквівалентна деформація [4].

Таким чином, для визначення часу руйнування зразка зі співвідношення необхідно знати максимальне еквівалентне напруження в досліджуваному зразку і пошкодження твердого сплаву впродовж його високотемпературного деформування.

Для розрахунку еквівалентних напружень σ_e у твердосплавних зразках, випробуваних за неоднорідного напруженого стану, використаємо раніше розроблену нами модифікацію теорії міцності Писаренка – Лебедєва [12], що враховує особливості властивостей структурно-неоднорідних матеріалів, у тому числі вольфрамокобальтових твердих сплавів, які отримують методами порошкової металургії. Співвідношення для визначення еквівалентних напружень запишемо, припускаючи, що параметри, які до нього входять, залежать від навантаженого об'єму матеріалу V_n , а також структурних параметрів твердих сплавів, таких як об'ємний вміст кобальту V_{Co} та середній розмір зерен карбідного скелета d_{WC} :

$$\sigma_e(V_n) = \chi(V_n)\sigma_i + [1 - \chi(V_n)]\sigma_1 A(V_n)^{1 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}}, \quad (9)$$

де $\chi(V_n) = \frac{\sigma_+(V_n)}{\sigma_-(V_n)}$, $A(V_n) = \frac{\sigma_+(V_n) - \sqrt{3}\tau_{cd}(V_n)\chi(V_n)}{[1 - \chi(V_n)]\tau_{cd}(V_n)}$ – структурний параметр, що залежить від наявних у матеріалі випадковим чином розташованих дефектів, і відображає статистичну природу руйнування; σ_+ , σ_- , τ_{cd} – границі міцності твердого сплаву на розтягування, стискання та зсування.

Вважатимемо, що внаслідок наявності масштабного ефекту характеристики міцності твердого сплаву U_i такі, як границі міцності на розтягування, стискання та зсування, залежать від навантаженого об'єму матеріалу V_n відповідно до статистичної теорії крихкої міцності Вейбулла [13]:

$$U_i = \frac{H_i(v_{Co}, d_{WC})}{V_n^{1/m_i}}, \quad m_i > 0. \quad (10)$$

У співвідношенні (10) m_i – параметри гомогенності, а H_i – це функції, що описують залежність механічних властивостей вольфрамокобальтових твердих сплавів від їх складу та структури.

При однорідному напруженому стані, що реалізується в робочій зоні розтягнутого або стиснутого зразка, навантажений об'єм, за відсутності, так званої бочки або шийки (у разі випробувань на розтягування) відповідає повному об'єму цієї зони. Оскільки такий стан, як правило, не реалізується при зазначених випробуваннях твердосплавних зразків, з метою оцінювання їх граничного стану пропонуємо використати такий вираз для визначення навантаженого об'єму:

$$V_n = \int_v \left[\frac{\sigma_e(\mathbf{r})}{\sigma_{e\max}} \right]^{m(n)} dV, \quad (11)$$

де σ_{\max} – максимальне значення еквівалентних напружень σ_e , що розраховуються згідно із (7), в об'ємі V ; \mathbf{r} – радіус-вектор точок об'єму; $m(\mathbf{n})$ – параметри гомогенності матеріалу, що залежать у загальному випадку від орта $\mathbf{n}=\boldsymbol{\sigma}/|\boldsymbol{\sigma}\cdot\boldsymbol{\sigma}|^{1/2}$ тензора напружень $\boldsymbol{\sigma}$.

Залежність параметрів гомогенності твердих сплавів від виду та неоднорідності складного напруженого стану, зумовленого тензором напружень $\boldsymbol{\sigma}$, забезпечує такий вибір функції гомогенності матеріалу $m(\mathbf{n})$, щоб остання у разі простого навантаження відповідала значенням m_i , одержаним при стандартних випробуваннях зразків на однорідний розтяг, стиск та зсув [13].

Проведені нами чисельні експерименти показали, що значення параметра гомогенності вольфрамокобальтових твердих сплавів з вмістом кобальту 4 – 15 мас.% змінюються від 6 до 14 (рис. 1) і суттєво залежать від виду і неоднорідності напружено-деформованого стану зразка, що спікається під дією розтягуючих або стискаючих напружень.

Сучасні дослідження експлуатаційних властивостей твердих сплавів і спечених з них виробів спрямовані насамперед на пошук оптимального хімічного і гранулометричного складів сумішей, режимів спікання, поліпшення властивостей та структури сплаву. Одним із вдалих

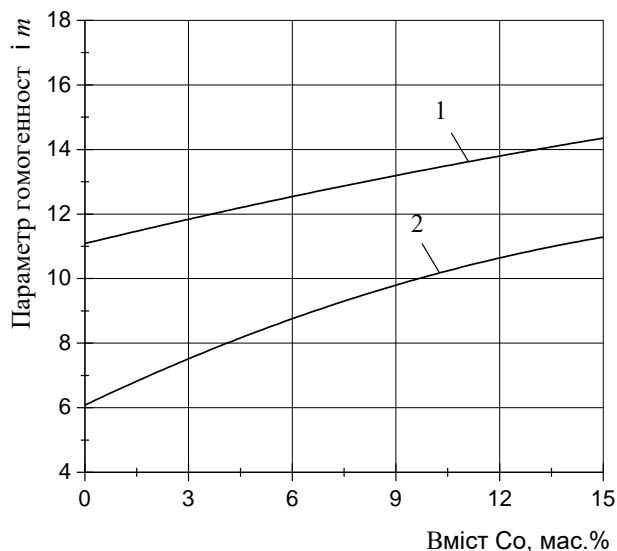


Рис. 1. Залежності параметрів гомогенності m вольфрамокобальтових твердих сплавів від масового вмісту кобальту, отримані за результатами випробувань твердого сплаву на стискання σ_- (1) та розтягування σ_+ (2)

прикладів практичної реалізації зазначених досліджень є сплави групи ВН на нікелевій зв'язці, розроблені для робочих вузлів пар тертя, висаджувального інструменту, а також інших виробів, експлуатованих в умовах високих температур і тисків, контактної взаємодії і агресивних середовищ, в тому числі, які містять промислові кислоти.

У результаті експериментальних досліджень з визначення основних фізико-механічних властивостей матеріалів зазначеної групи, таких як щільність, коерцитивна сила, твердість, границі міцності на розтяг, згин і стиск, показали, що серед вольфрамівмісних твердих сплавів з нікелевою зв'язкою одним з найперспективніших є твердий сплав із вмістом Ni 20 мас.% [14]. Разом з тим, широкому його застосуванню, так само як і спечених на його основі виробів перешкоджає відсутність інформації про поведінку сплаву в екстремальних умовах, що характеризуються високою температурою та значним напруженням, що діють тривалий час і можуть призвести до руйнування матеріалу внаслідок накопичення і розвитку пошкоджень. Одним із найбільш перспективних джерел інформації про механічні та експлуатаційні характеристики сплавів могли б бути випробування на стиск зразків, які спікаються за одноосьового стиску. Проте, важкодоступність зони випробувань та відсутність належних вимірювальних систем, спроможних працювати в умовах високих температур і тисків, зумовлюють необхідність застосування сучасних методів імітаційного моделювання і, зокрема, методу кінцевих елементів.

Результати дослідження та їх обговорення

Кінцевоелементне моделювання напружено-деформованого та граничного станів циліндричних зразків здійснювали за припущення нелінійного ізотропного зміцнення твердого сплаву. Рухому і нерухому опори, на відміну від традиційної постановки завдання, приймали не абсолютно жорсткими тілами, а здатними деформуватись пластично за високої температури і значного контактного тиску. Криву зміцнення матеріалу зразка задавали степеневою функцією

$$\sigma_s = \sigma_{0,01} + b\varepsilon^n,$$

де $\sigma_{0,01}$ – умовна (технічна) межа текучості; b, n – константи.

Напруження осевого стиснення зразка становило 0,4 ГПа, температура його нагрівання – 1460 °С. З огляду на осесиметричність зразка, умови термосилового навантаження та тертя на обох контактних поверхнях об'єктом дослідження була половина меридіального перерізу зразка діаметром 8 мм і висотою 16 мм. Зазначені розміри зразка були зафіксовані після його попереднього спікання за відповідним технологічним режимом [14; 15].

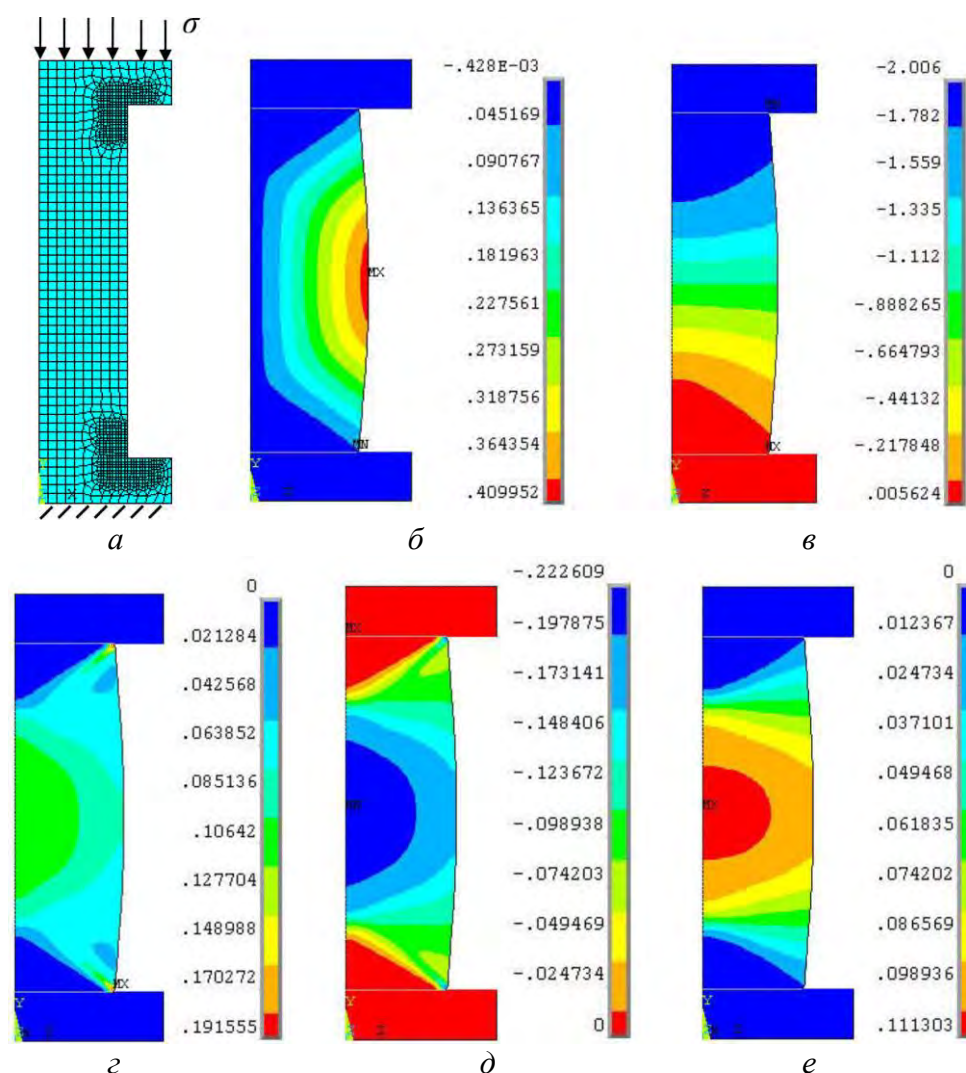


Рис. 2. Розрахункова схема твердосплавного зразка з ВН20 (а), що спікається за одноосевого стиснення, і розподіл у ньому радіальних (б) і осевих (в) переміщень, а також радіальних (г), осевих (д) і тангенціальних (е) пластичних деформацій

На рис. 2 крім розрахункової схеми зразка, в якості ілюстративного прикладу показано розподіл у його перерізі основних деформаційних характеристик. Аналізуючи отримані результати, можна відзначити, що в умовах заданого термосилового навантаження в осьовому напрямку довжина зразка зменшилась на 2 мм, а в радіальному напрямку діаметр збільшився на 0,9 мм і можна свідчити про створення бочки. У термінах пластичної деформації зазначені зміни становлять відповідно 14 і 12%. Звертає на себе увагу високий рівень тангенціальної (окружної) деформації, що на бічній поверхні зразка досягає 10%. За подальшого збільшення стискаючого напруження зростають радіальні і пластичні деформації і збільшується бочкоподібність зразка.

Якщо розглядати отриману в результаті розрахунків об'ємну деформацію спеченого зразка, то, як впливає з рис. 3, різниця між радіальною і осьовою деформаціями починає спостерігатись при навантаженні стисканням 0,4 ГПа. При напруженні одноосевого стискання 0,6 МПа, пластична деформація зразка у поздовжньому та поперечному напрямках відрізняється більш як удвічі.

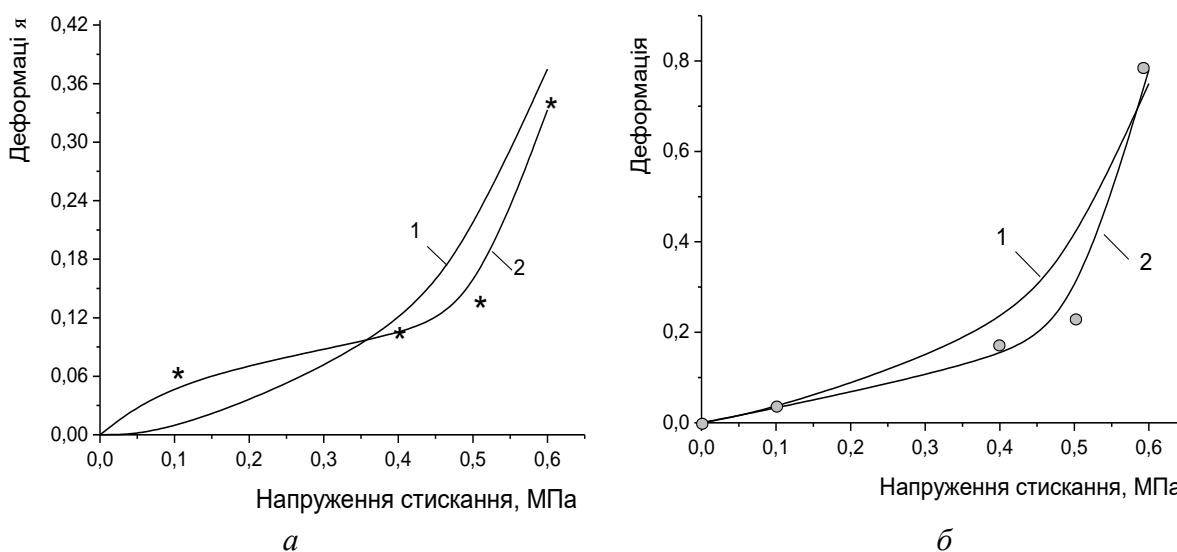


Рис. 3 Залежності діаметральної (а) та осьової (б) деформацій зразка з твердого сплаву ВН20, спеченого за температури 1460 °С, від осьового навантаження, отримані розрахунково (1) і експериментально (2)

Для зазначених зразків, які спікаються за такого самого стискаючого напруження, але за температури 1400 і 1460 °С, відповідно до запропонованого підходу побудовано криві повзучості та накопичення пошкоджень (рис. 4). Там же наведено результати експериментальних досліджень.

Констатуємо достатню відповідність дослідних і розрахункових даних, зазначимо відсутність втрати зразками несучої здатності, хоча накопичення пошкоджень у матеріалі, як впливає з рис. 4, відбувається безперервно протягом усього випробування. З урахуванням того, що здебільшого пошкодження в матеріалі накопичуються в зоні дії розтягуючих напружень, згідно з даними рис. 2 руйнування зразка слід очікувати на бічній поверхні при досягненні параметру $D = 1$ і перевищенні пластичної деформації критичного рівня.

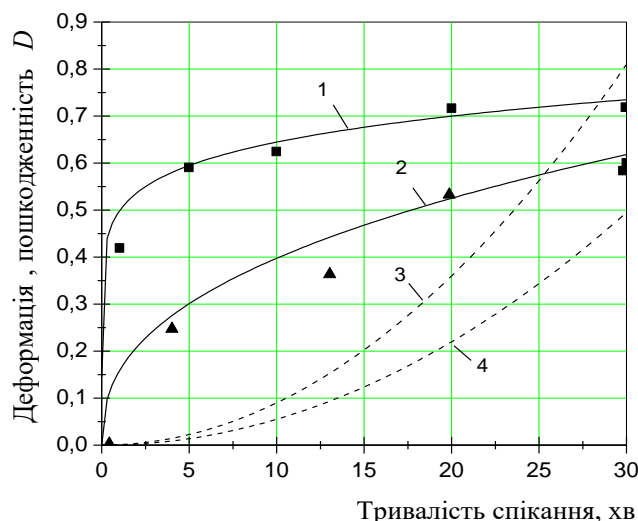


Рис. 4. Криві повзучості (1,2) і накопичення пошкоджень (3,4), отримані комп'ютерним моделюванням одноосового стиснення зразків напруженням 0,6 МПа за температури 1400 і 1460 °С відповідно. Окремими символами показано результати експериментів

Таким чином, згідно з виконаними дослідженнями доводимо висновків про придатність запропонованого підходу для опису поведінки твердосплавних зразків, що спікаються в умовах короткочасної високотемпературної повзучості, і рекомендувати його для аналізу міцності та довговічності твердосплавних виробів, що працюють тривалий час в умовах високих термосилових навантажень.

Висновки

Запропоновано чисельну модель, що описує високотемпературну повзучість вольфрамівмісних зразків твердих сплавів, які спікають в умовах одноосового навантаження. Згідно з моделлю, в основу якої покладено припущення про в'язкопластичне руйнування твердих сплавів, можливо будувати криві повзучості твердих сплавів, визначати критичне значення деформації повзучості та час до руйнування зразків на основі аналізу їх граничного стану і рівня накопиченої пошкодженості матеріалу у процесі його деформування.

Здійснено комп'ютерне моделювання напруженого стану твердосплавних циліндричних зразків, які спікають зі сплаву ВН20 в умовах одноосового стискання. На підставі результатів розрахунків, виконаних з урахуванням контактної взаємодії зразка з опорами, отримано криві повзучості та накопичення пошкоджень матеріалу зразка при його термопластичній деформації в осьовому і радіальному напрямках. Встановлено, що при напруженні одноосового стиску 0,6 МПа пластична деформація зразка у поздовжньому та поперечному напрямках відрізняється більш як удвічі.

Приведены результаты компьютерного моделирования и экспериментального исследования высокотемпературной кратковременной ползучести образцов из твердого сплава ВН20, спекаемых под действием постоянной сжимающей осевой нагрузки.

Ключевые слова: твердый сплав, образец, одноосное сжатие, температура, ползучесть, компьютерное моделирование, повреждение, напряжение, деформация.

HIGH-TEMPERATURE CREEP OF HARD-ALLOY SAMPLES THAT ARE SINTERING UNDER THE CONDITIONS OF UNIAXIAL COMPRESSION

The results are given of the computer modeling and experimental investigation on a high-temperature short-time creep of VN20 hard-alloy samples that are sintered under the constant axial compression load.

Key words: *hard alloy, uniaxial compression, temperature, creep, computer modeling, damages, stresses, deformations.*

Література

1. Прихна А. И. Аппараты высокого давления в производстве синтетических алмазов (обзор) // Сверхтвердые матер. – 2008. – № 1. – С. 3–23.
2. Бондаренко В. П. Современные тенденции в развитии производства и научных исследований в области твердых сплавов в Украине // Современ. спеченные твердые сплавы: сб. науч. тр. / под общ. ред. Н. В. Новикова. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – С. 38–84.
3. Бондаренко В. П., Лошак М. Г., Александрова Л. И. Механизм микро- и макроразрушения вольфрамокобальтовых твердых сплавов при одноосном сжатии // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Т.1. Механіка і механізми руйнування матеріалів. – Львів: Каменяр, 1999. – С. 146 – 149.
4. Качанов Л. М. Основы механики разрушения. – М.: Наука, 1974. – 311 с.
5. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
6. Hayhurst D. R. Computational continuum damage mechanics: its use in the prediction of creep in structures: past, present and future // Creep in Structures. – Dordrecht, Kluwer, 2001. – P. 175–188.
7. Perrin I. J., Hayhurst D. R. Creep constitutive equations for a 0.5Cr-0.5Mo-0.25V ferritic steel in the temperature range 600–675 °C // J. of Strain Analysis. – 1996. – 31. – N 4. – P. 299–314.
8. Comparative analysis of the creep behaviour in a power plant component using different material models / E. Gorash, G. Lvov, J. Harder et al. // Creep and Fracture in High Temperature Components – Design and Life As. Is. – London, 2005. – 12 p.
9. Altenbach H. Creep and damage in materials and structures // CISM Courses and Lectures. – Wein; N.Y.: Springer, 1999. – V. 399.– 348 p.
10. Локощенко А. М. Моделирование процесса ползучести и длительной прочности металлов. – М.: МГИУ, 2007. – 264 с.
11. Агахи К. А., Басалов Ю. Г., Кузнецов В. Н. Моделирование процесса ползучести с учетом предразрушения и индентификации модели // Вест. Самарск. техн. ун-та. Сер. Физ.–мат. науки. – 2009. – № 2(19). – С. 243–247.
12. Писаренко Г. С., Лебедев А. А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – К.: Наук. думка, 1976. – 412 с.
13. Лошак М. Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. – К.: Наук. думка, 1984. – 328 с.
14. Бондаренко В. П., Юрчук М. О., Галков О. В. Особливості структури та властивості карбидовольфрамового сплаву з нікелевою зв'язкою VN20 (80% WC+20% Ni), спеченого у вакуумі під зовнішнім одноосьовим тиском // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2014. – Вып. 17. – С. 437–445.

15. Особливості розподілу зерен WC за розмірами в об'ємі виробу з твердого сплаву ВН20, спеченого за одноосевого тиску / В. П. Бондаренко, М. О. Юрчук, О. В. Галков, С. І. Шестаков // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр.- К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2015. – Вып. 18.– С. 408–413.

Надійшла 22.06.17

УДК 539.216:621.762

В. В. Ивженко, О. Н. Кайдаш, кандидаты технических наук, **А. Л. Майстренко**, член корр. НАН Украины, **В. Г. Кулич**, кандидат технических наук, **В. Н. Ткач**, д-р физ.-мат. наук, **Т. А. Косенчук**

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ TiC НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА SiC–8B₄C, ПОЛУЧЕННОГО ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ С ПОСЛЕДУЮЩИМ СИЛИЦИРОВАНИЕМ

Изучено влияние добавки TiC на свойства горячепрессованных материалов SiC–8B₄C, полученных при давлении 10 и 25 МПа с последующим силицированием. Установлено, что предел прочности при изгибе R_{bm} материала состава SiC–7B₄C–15TiC, полученного при давлении 10 МПа, после силицирования повышается на 80% и достигает 410 МПа, трещиностойкость K_{Ic} возрастает до 5,5 МПа·м^{1/2}.

Ключевые слова: карбид кремния, горячее прессование, силицирование, пористость, предел прочности при изгибе, трещиностойкость

Разработка керамических материалов для применения в высокотемпературной технике является одной из наиболее актуальных задач материаловедения. Благодаря использованию материалов на основе тугоплавких соединений в установках по производству базальтовых волокон взамен жаропрочных сплавов и драгоценных металлов можно получить значительный экономический эффект. Для материала фильерного питателя сливного устройства установки наиболее перспективны материалы на основе карбида кремния, а именно системы SiC–B₄C–TiC [1]. Они обладают оптимальным сочетанием физико-механических свойств, а именно: краевой угол смачивания $\Theta = 80^\circ$, удельное электросопротивление $\rho = 0,07$ Ом·м, предел прочности при изгибе $R_{bm} = 380$ МПа. Процессы получения, структура и физико-механические свойства этих материалов исследованы в [2].

Цель настоящей работы – исследовать влияние добавки карбида титана на физико-механические свойства материала на основе карбидов кремния и бора, полученного горячим прессованием с последующим силицированием.

Для исследования использовали порошок α -SiC марки M10 производства Запорожского абразивного комбината со средним размером частиц 10 мкм. Исходный порошок содержал не менее 98,0% SiC, не более 0,2% Fe, 1,5% O и 0,4% C_{своб.} В качестве активатора уплотнения карбида кремния использовали карбид бора производства Донецкого завода химических реактивов со средним размером частиц 1,2 мкм. Содержание порошка B₄C