

PACS numbers: 61.72.Qq, 62.20.Hg, **62.50.-p**, 64.70.kd, 66.30.Lw, 81.20.Ev, 81.40.Vw

## **Роль повзучості в заліковуванні пористості в $\alpha$ -області титанових сплавів, синтезованих з порошкових матеріалів**

М. М. Гумен'як, І. В. Моїсеєва, В. К. Піщак, Д. Г. Саввакін

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03680, МСП, Київ-142, Україна*

Показано, що повзучість в  $\alpha$ -області титанових сплавів, синтезованих з використанням гідрованого титану, є ефективним методом зменшення пористості сплавів.

Показано, что ползучесть в  $\alpha$ -области титановых сплавов, синтезированных с использованием гидрированного титана, является эффективным методом уменьшения пористости сплавов.

It is shown that the creep deformation in  $\alpha$ -phase region is an effective method for decrease of porosity of titanium alloys synthesized using hydrogenated titanium powder.

**Ключові слова:** гідрований титан, пористість, густина, повзучість, температура, напруження.

*(Отримано 15 січня 2013 р.; остаточн. варіант — 22 березня 2013 р.)*

### **1. ВСТУП**

При одержанні титанових сплавів з порошкових матеріалів пори, що лишаються в сплавах після процесу спікання, здатні суттєво знизити комплекс їх механічних характеристик. Тому важливою задачею є пошук шляхів зниження об'ємної частки залишкових пор і максимального наближення густини сплавів до їх теоретичних значень. Зокрема, в титанових сплавах, одержаних з багатокомпонентних порошкових систем, після спікання залишається досить велика об'ємна частка пор (3–4%). Тому знаходження режимів додаткового оброблення титанових сплавів після спікання з метою зменшення їх пористості є актуальною проблемою.

Схема, за якою об'ємна частка пор у металах може знижуватися, добре відома [1]. Згідно з цією схемою, заліковування пор відбувається шляхом міграції вакансій від них до найближчих вакансійних стоків, якими можуть бути межі зерен, субзерен, міжфазні межі, дислокації та тріщини. Експериментально показано, що в багатьох пористих сплавах після відпалів при певній температурі вздовж меж зерен спостерігаються зони вільні від пор.

З підвищенням температури вакансіям вигідно об'єднуватися у пори, а, за певних умов, пори об'єднуються між собою за механізмом коалесценції, оскільки при цьому зменшується поверхнева енергія пористої системи [2]. Необмежене збільшення розміру пор не може бути тому, що при цьому процесі відбувається впорядкування структури металу, яке, в свою чергу, повинно викликати різке зменшення ентропії, але, з точки зору термодинаміки, це неможливо.

Таким чином, для зникнення пор необхідно знайти такі умови оброблення металевих систем (температура, дифузійна рухливість атомів, час витримки, тощо), за яких порам вигідно було б заліковуватися, а не коагулювати між собою.

Стандартне спікання титанових сплавів у  $\beta$ -області дає позитивні результати, з точки зору зниження об'ємної частки пор, але лише до певних значень, після яких цей процес практично зупиняється. Крім того, при таких температурних режимах може спостерігатися швидкий ріст зерен, що значно погіршує механічні характеристики сплавів. Відомо [3], що в  $\beta$ -області при температурах близьких до  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перетворення титанові сплави характеризуються високими коефіцієнтами дифузії атомів, на кілька порядків більшими, ніж в  $\alpha$ -області. Крім того, згідно з роботою [4], спікання порошоків у слабко упакованій ґратці (ОЦК) відбувається більш активно, ніж у щільно упакованій (ГЦК, ГЦУ). Також показано [5], що пластичність деформації в ОЦК-ґратці значно більша, ніж у ГЦК- та ГЦУ-ґратках. Наведені дані вказують на те, що при витримках в  $\alpha$ -області не слід очікувати позитивного результату з точки зору зменшення пористості, особливо, коли порошкова система вже спікалася при високих температурах у  $\beta$ -області. Однак відпал в  $\alpha$ -області є більш корисним, ніж відпал у  $\beta$ -області, з точки зору збереження дисперсних зерен, тому що при витримках в  $\alpha$ -області зерно титанових сплавів практично не росте. Спроба збільшити кількість міжфазних меж, як місць стоку вакансій, шляхом термоцикування в межах  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перетворення, теж не дозволяє зменшити частку пор.

Для підвищення «активності» вакансій і прискорення процесу спікання та зменшення пористості треба прикласти додаткове напруження [1, 5]. Прикладення напруження при температурах, бли-

зких до температур поліморфного перетворення, викликає явище дифузійної повзучості [6]. У процесі дифузійної повзучості відбувається пластична деформація металів тільки за рахунок переміщення вакансій. Прикладене напруження стимулює рухливість вакансій, спрямовуючи їх до найближчих вакансійних стоків, де вакансії анігілюють. Таке підвищення рухливості вакансій є шляхом до активації зникнення пор. Ці принципи є справедливими для різних металевих систем, проте, до цього часу не виконувалися систематичні дослідження для встановлення особливостей зниження об'ємної частки пор і механізмів, які визначають цей процес у титанових сплавах, одержаних з порошкових систем. При цьому важливо досягти малопористого або практично безпористого стану саме в температурних межах існування  $\alpha$ -області титану для уникнення росту зерна в сплавах.

Метою даної роботи було розроблення шляхів зниження об'ємної частки залишкових пор у титанових сплавах, одержаних з гетерогенних порошкових систем, шляхом деформації матеріалу та дослідження ролі різних механізмів повзучості в залікуванні пор.

## 2. МЕТОДИКА І РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ

У роботі було виконано дослідження впливу повзучості на залікування пор у титанових сплавах, одержаних з використанням гідрованого титану як основи порошкових систем [7–8]. Об'єктами дослідження було обрано титанові сплави ВТ1-0 (технічно чистий титан),  $Ti-10V-2Fe-3Al$  та ВТ6 ( $Ti-6Al-4V$ ), які були одержані спіканням протягом 4 годин при  $1250^{\circ}C$  (для сплавів ВТ1-0 і  $Ti-10-2-3$ ) та  $1300^{\circ}C$  (для сплаву ВТ6).

Зразки мали форму циліндрів діаметром 8 мм та висотою 10 мм. Випробування на повзучість виконували у вакуумній печі стандартної крипової установки ПВ 1849 (вакуум  $5 \cdot 10^{-5}$  Па) методом стискування.

Густина сплавів визначали шляхом гідростатичного зважування. Вимірювали густина матеріалів  $\rho_0$  до процесу повзучості і її зміни після повзучості —  $\rho_k$ .

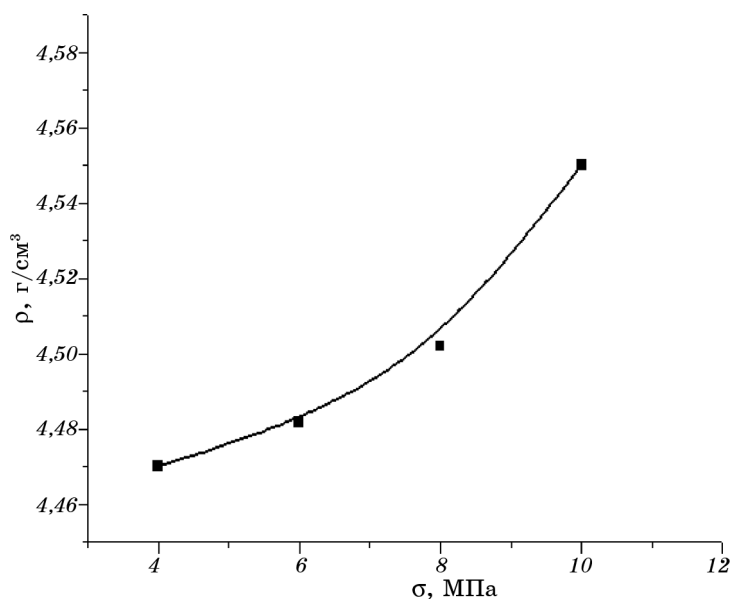
Швидкість повзучості і деформація залежать від багатьох змінних. Перш за все, це температура, прикладене напруження і час витримки при заданій температурі та напруженні. Теоретично [6] повзучість може відбуватись при будь-якій температурі і напруженні. Але при малих напруженнях і температурах потрібні роки або десятиліття, щоб помітити зміни, які відбуваються в матеріалі. В експерименті ми обмежувались однією, двома годинами випробувань на повзучість.

Таким чином, нам залишається підібрати таке напруження і температуру, при яких на протязі 1–2 годин випробувань на повзу-

чість пори в сплаві повністю зникнуть, або, принаймні, їх частка суттєво знизиться. Зрозуміло, що чим вища температура, тим більша дифузійна рухливість атомів, і процес зникнення пор повинен відбуватися швидше. Але, враховуючи небажаний ріст зерна при переході в однофазну  $\beta$ -область, температуру повзучості обирали максимально наближену до температури  $\alpha \leftrightarrow \beta$ - або  $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ -перетворень для відповідних сплавів. Для сплаву ВТ1-0 ця температура дорівнювала  $850^\circ\text{C}$ , для сплаву ВТ6 —  $850^\circ\text{C}$  і  $900^\circ\text{C}$ , а для сплаву Ті-10-2-3 —  $785^\circ\text{C}$ .

Отже, визначивши оптимальні температуру і час випробувань, можна при фіксованих їх значеннях дослідити зміну густини сплавів (тобто зниження об'ємної частки пор) залежно від прикладеного напруження. На рисунку 1 показано як змінюється густина спеченого титанового сплаву ВТ1-0 ( $\alpha$ -сплав) залежно від прикладеного напруження за умов повзучості при температурі  $850^\circ\text{C}$  протягом двох годин.

Видно, що при цій температурі поступове підвищення напруження призводить до зменшення пористості, і коли напруження досягає  $10\text{ МПа}$ , сплав стає абсолютно безпористим. Густина спеченого сплаву ВТ1-0 за цих умов дорівнює  $4,55\text{ г/см}^3$ . Дане значення дещо вище, ніж теоретичне для сплаву ВТ1-0 ( $4,51\text{ г/см}^3$ ), таку розбіжність можна пояснити наявністю домішок у сплаві, одержаному порошковим способом.



**Рис. 1.** Залежність густини спеченого сплаву ВТ1-0 від напруження повзучості при  $850^\circ\text{C}$ .

Помітно, що зростання густини  $\rho$  на рис. 1 не є монотонним. При 8 МПа на кривій з'являється перегин, швидкість зростання  $\rho$  збільшується. Цей перегин свідчить про зміну механізму заліковування пор із зростанням напруження.

Показником зміни механізму деформації є характеристики повзучості. На рисунку 2 наведені криві деформації повзучості сплаву ВТ1-0 при різних напруженнях. Помітно, що крива повзучості, яка відповідає прикладеному напруженню 10 МПа, іде значно вище, ніж криві повзучості при менших напруженнях. Тобто зростає чутливість деформації повзучості до напруження.

Зазвичай, при сталій температурі швидкість повзучості повинна змінюватись із напруженням за законом  $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ . За даними рис. 2 на ділянках усталеної повзучості (в інтервалі від 60 до 120 хв.) були визначені швидкості повзучості.

На рисунку 3 показана побудована залежність швидкості повзучості спеченого сплаву ВТ1-0 від напруження в логарифмічних координатах. Крива цієї залежності складається з двох прямолінійних ділянок з різним нахилом відносно вісі напружень. Тангенс кута нахилу цих прямолінійних ділянок і є показником степеня  $n$  ( $n = \Delta \lg \dot{\epsilon} / \Delta \lg \sigma$ ). Показник степеня  $n$  відображає чутливість швидкості повзучості до напруження і залежить від механізму повзучості на усталеній стадії.

В інтервалі малих напружень (від 4 до 8 МПа) показник степеня  $n \cong 1$ . Такий показник степеня характерний для випадку, коли швидкість повзучості контролюється дифузійними механізмами [6]. В інтервалі більших напружень показник степеня  $n$  стає близь-

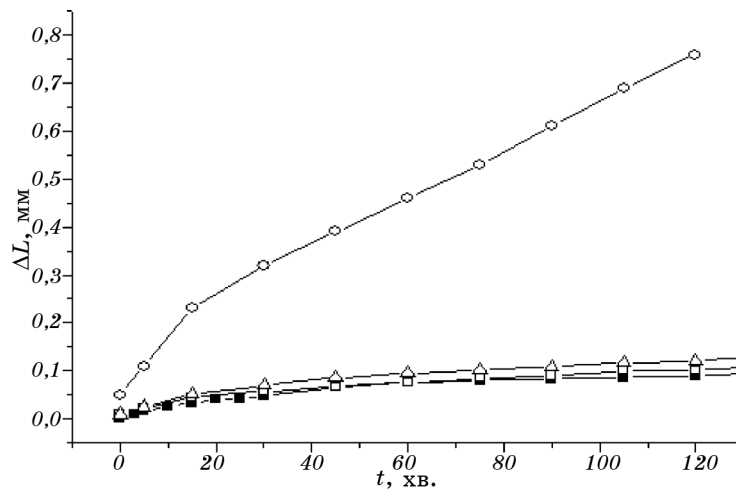
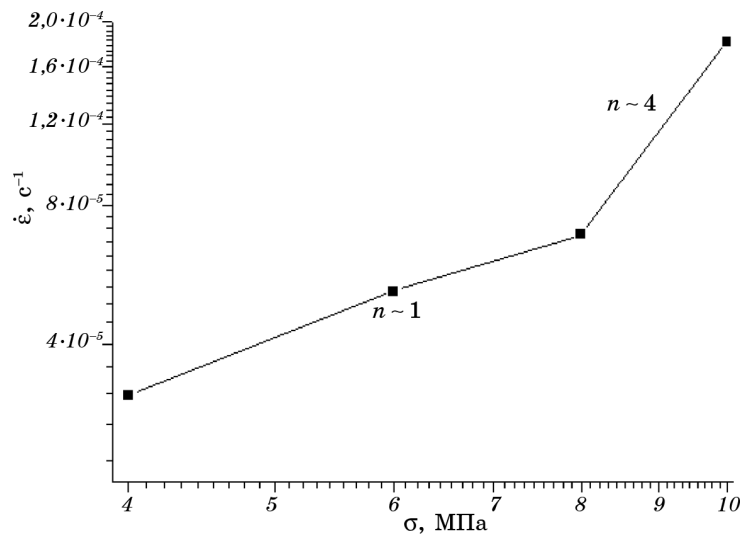


Рис. 2. Криві повзучості спеченого сплаву ВТ1-0 при різних напруженнях: ■ — 4 МПа, □ — 6 МПа, Δ — 8 МПа, ○ — 10 МПа.



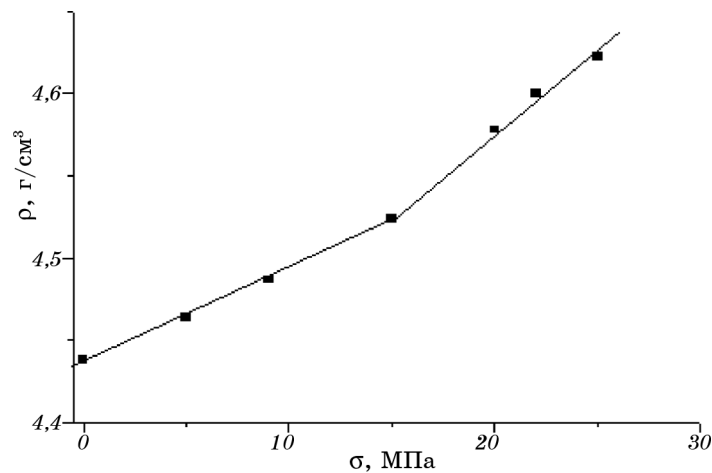
**Рис. 3.** Залежність швидкості повзучості спеченого сплаву ВТ1-0 від напруження.

ким до 4, що типово для дислокаційної повзучості, коли швидкість повзучості контролюється переповерханням крайових дислокацій за допомогою дифузії.

Таким чином, повне заліковування пор у спеченому сплаві ВТ1-0 за короткий відрізок часу (1–2 год.) спостерігається в тому випадку, коли швидкість повзучості контролюється не стільки дифузією вакансій, скільки переповерханням крайових дислокацій за допомогою дифузії.

З рисунка 2 видно, що величина деформації за дві години повзучості зразка при напруженні  $\sigma = 10$  МПа майже на порядок більша, ніж при менших напруженнях. Відомо, що саме рух дислокацій призводить до пластичної деформації металів. Тому напруження 8 МПа, вище якого починається велика пластична деформація, можна вважати межею плинності при повзучості. Збільшення швидкості заліковування пор при великих напруженнях можна пояснити тим, що утворені дислокації можуть слугувати не тільки місцями стоку вакансій (як на вільну поверхню), але і додатковими шляхами міграції вакансій по ядру дислокацій. При малих напруженнях, за умов тільки дифузійної повзучості, повне заліковування пор теж можливе, але для цього потрібні довгі часові інтервали витримки при повзучості.

Випробування на повзучість сплаву Ті-10-2-3 (метастабільний  $\beta$ -сплав або псевдо  $\beta$ -сплав), з метою підвищення його густини, виконувались у тому ж режимі, що і випробування сплаву ВТ1-0. Тривалість експерименту обмежили однією годиною.



**Рис. 4.** Залежність густини спеченого сплаву Ti-10-2-3 від напруження повзучості при 785°C.

На рисунку 4 показано, як змінюється густина спеченого титанового сплаву Ti-10-2-3 залежно від прикладеного напруження за умов повзучості при температурі 785°C протягом однієї години.

Динаміка росту густини сплаву Ti-10-2-3 від прикладеного напруження аналогічна тій, що спостерігалась для сплаву VT1-0 (рис. 1). Помітно, що зростання густини  $\rho$  на рис. 4 не є монотонним. Спостерігається перегин кривої при напруженні 15 МПа. Тобто, як і для сплаву VT1-0, можна вважати, що при цьому значенні напруження відбувається зміна не тільки механізму повзучості, але і механізму заліковування пор.

На рисунку 5 наведені криві повзучості сплаву Ti-10-2-3. На ділянках усталеної повзучості (в інтервалі від 30 до 60 хв.) були визначені швидкості повзучості при різних напруженнях і побудована залежність швидкості повзучості від прикладеного напруження в логарифмічних координатах для визначення показника  $n$  (див. рис. 6).

В інтервалі малих напружень (від 3 до 15 МПа) показник степеня  $n \cong 1,3$ . Такий показник степеня властивий сплаву, коли швидкість повзучості контролюється дифузійними механізмами [6]. В інтервалі більших напружень показник степеня  $n$  стає близьким до 4,1, що типово для дислокаційної повзучості, коли швидкість повзучості контролюється переповзанням крайових дислокацій за допомогою дифузії.

Таким чином, як у сплаві Ti-10-2-3, так і у сплаві VT1-0 повзучість сприяє заліковуванню пор. При низьких напруженнях заліковування пор відбувається за дифузійним механізмом повзучості. За цих умов повзучості повного заліковування пор можна досягти

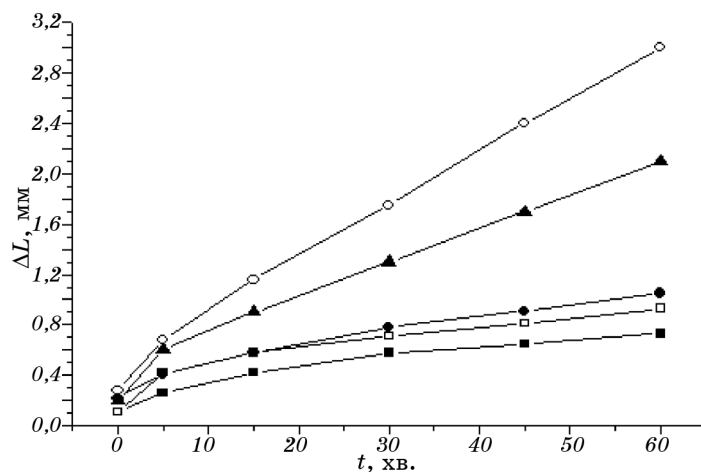


Рис. 5. Криві повзучості сплаву Ті-10-2-3 при різних напруженнях: ■ — 3 МПа, □ — 5 МПа, ● — 15 МПа, ▲ — 20 МПа, ○ — 25 МПа.

тільки при довготривалих витримках.

Збільшення напруження веде до зміни механізму повзучості. Механізмом повзучості стає переповзання крайових дислокацій, що контролюється дифузією вакансій. У цьому випадку час до повного заліковування пор скорочується і стовідсоткове заліковування пор спостерігається при досить високих напруженнях за короткий

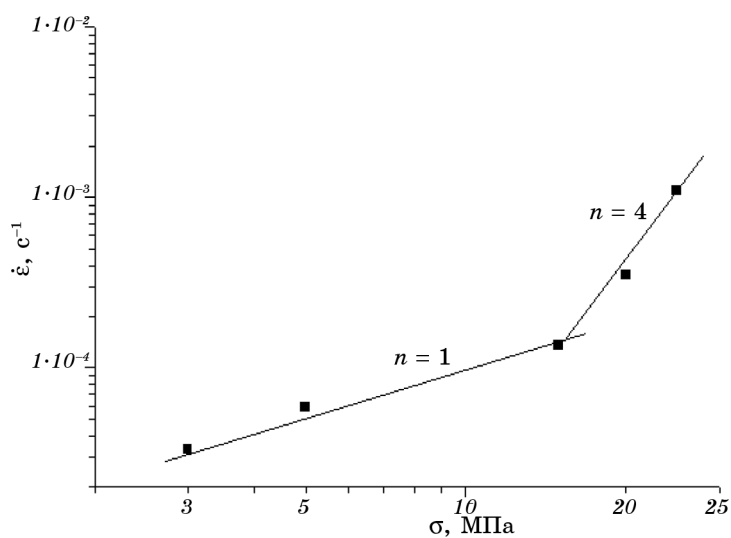


Рис. 6. Залежність швидкості повзучості спеченого сплаву Ті-10-2-3 від напруження.

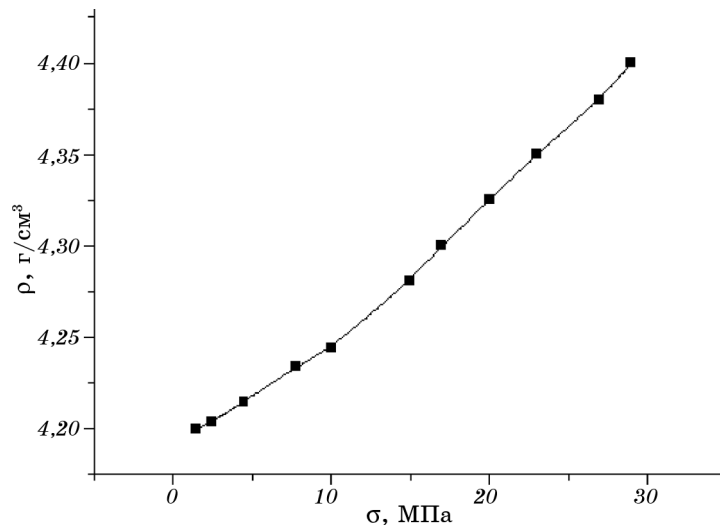


термін (1–2 години). Густина спеченого сплаву Ti-10-2-3 стає рівною  $4,62 \text{ г/см}^3$  (тобто теоретичній густині цього матеріалу).

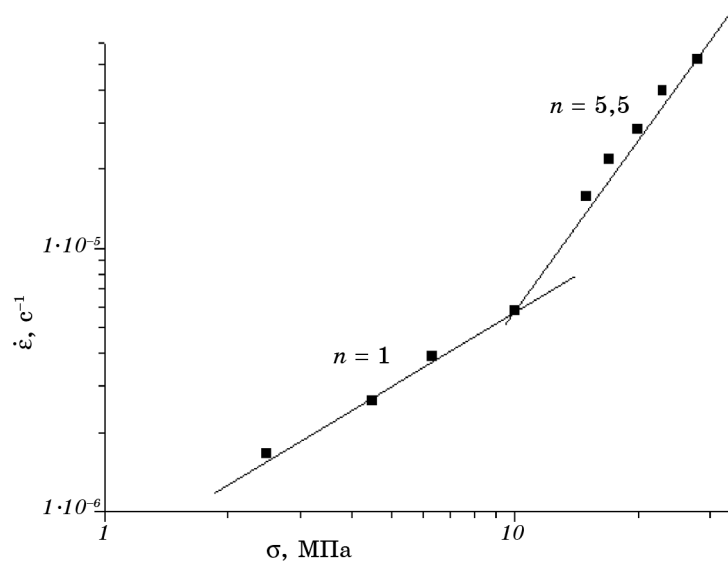
Титановий сплав ВТ6 є  $\alpha + \beta$ -сплавом, легованим такими хімічними елементами як алюміній та ванадій. Зрозуміло, що ці хімічні елементи будуть впливати на загальну швидкість дифузійних процесів у сплаві і, відповідно, на процес повзучості та заліковування пор у ньому.

Випробування на повзучість сплаву ВТ6 з метою підвищення його густини виконувались у тому ж режимі, що й для інших сплавів. Температура випробування була рівною  $900^\circ\text{C}$ , тобто максимально близькою до  $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ -перетворення. Тривалість експерименту обмежили однією годиною. За умов повзучості досліджували вплив прикладеного напруження на зміну густини сплаву. На рисунку 7 показано зміну густини сплаву ВТ6 від прикладеного до зразка напруження.

Помітно, що в сплаві ВТ6, як і в сплаві ВТ1-0, криву залежності зміни густини від напруження повзучості можна розбити на дві ділянки. На цій кривій при  $10 \text{ МПа}$  з'являється перегин, вище якого швидкість зростання  $\rho$  збільшується. Як показано на сплаві ВТ1-0, цей перегин свідчить про зміну механізму заліковування пор із зростанням напруження. На рисунку 8 побудовано залежність швидкості повзучості спеченого сплаву ВТ6 від напруження в логарифмічних координатах. Крива цієї залежності складається з двох прямолінійних ділянок, які мають різний нахил відносно вісі напружень.



**Рис. 7.** Залежність густини спеченого сплаву ВТ6 від напруження повзучості при  $900^\circ\text{C}$ .



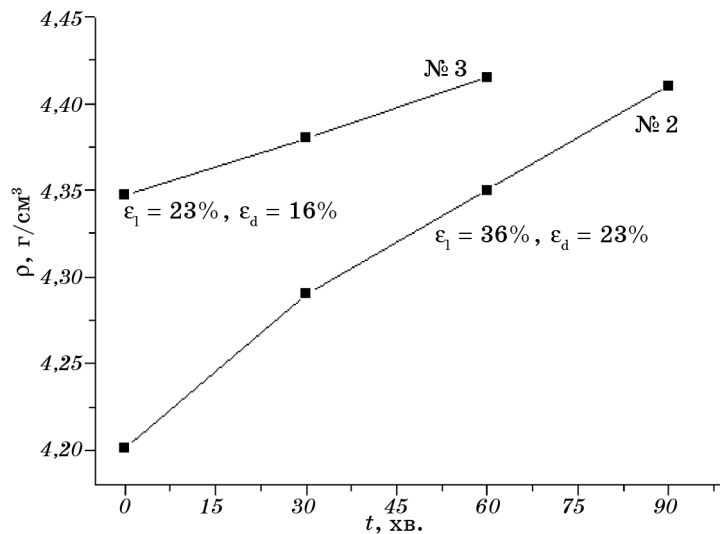
**Рис. 8.** Залежність швидкості повзучості спеченого сплаву ВТ6 від напруження.

Були визначені показники степеня  $n$  в залежності  $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ . До напруження повзучості 10 МПа  $n = 1$ , а при більших напруженнях  $n = 5,5$ . Тобто повторюється ситуація з іншими сплавами. При низьких напруженнях швидкість повзучості контролюється дифузійними механізмами, а в інтервалі більших напружень швидкість повзучості контролюється переповерханням крайових дислокацій за допомогою дифузії.

Величина напруження переходу від дифузійного механізму повзучості до дислокаційного в сплаві ВТ6 дорівнює 10 МПа і є трохи більшою, ніж у сплаві ВТ1-0 (8 МПа). Крім того, в сплаві ВТ6 майже стовідсоткове зникнення пор ( $\rho = 4,41$  г/см<sup>3</sup> при теоретичній густині 4,43 г/см<sup>3</sup>) досягається при напруженні 30 МПа, проти 10 МПа для сплаву ВТ1-0. Ці результати свідчать про те, що в сплаві ВТ-6 вплив легувальних домішок алюмінію і ванадію веде до зменшення дифузійної рухливості вакансій, і для її активації потрібні більш високі напруження.

Дані наведені на рисунку 8 були одержані на одному зразку при поступовому підвищенні навантаження. Така постановка експерименту раціональна з точки зору економії матеріалу, але результат може бути помилковим. Тому були виконані експерименти при одноразовому прикладенні максимального напруження, при якому було досягнуто повне заліковування пор.

На рисунку 9 показані результати цих експериментів при температурі 850°C, яка приблизно на 100°C нижча від температури



**Рис. 9.** Залежність густини спеченого сплаву ВТ6 від часу витримки при повзучості (850°C,  $\sigma = 30$  МПа).

$\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ -переходу. Таку температуру було обрано, щоб запобігти наближенню до однофазної  $\beta$ -області, де за умов зникнення пор розвивається швидкий ріст зерна. Зразок № 3 пройшов спікання при температурі 1300°C впродовж 4 годин, як і зразок № 1 на рис. 4. Через годину повзучості при температурі 850°C і напруженні 30 МПа густина сплаву досягла значення 4,415 г/см<sup>3</sup> (0,34% пор). Зразок № 2 був нагрітий до температури 1200°C без витримки при цій температурі. Пористість у цьому зразку була значно більша, ніж у зразку № 3. З цієї причини, за перші 30 хвилин випробування на повзучість (850°C, 30 МПа) швидкість зростання густини цього зразка була вища. Далі швидкість зростання густини зменшилась і, щоб досягти малої частки пор, зразок № 2 довелося витримувати при повзучості 90 хвилин (0,45% пор).

Характерною рисою випробувань на повзучість за цих умов є велика кінцева деформація. При високих напруженнях, коли швидкість повзучості контролюється дифузійно-контрольованим переповзанням крайових дислокацій, після досягнення майже безпориного стану зразок № 3 мав деформацію за висотою  $\epsilon_1 = 23\%$ , а за діаметром —  $\epsilon_d = 16\%$ . Зразок № 2 за цих же умов випробувань мав деформацію за висотою  $\epsilon_1 = 36\%$ , а за діаметром —  $\epsilon_d = 23\%$ .

Велика пластична деформація титанових зразків під час заліковування пор не є позитивним фактором, оскільки при одержанні виробів буде суттєво спотворювати їх геометричну форму. Виникла думка, що можливо при заліковуванні пор за механізмом дифузійної повзучості, кінцева деформація буде не такою великою. Крім

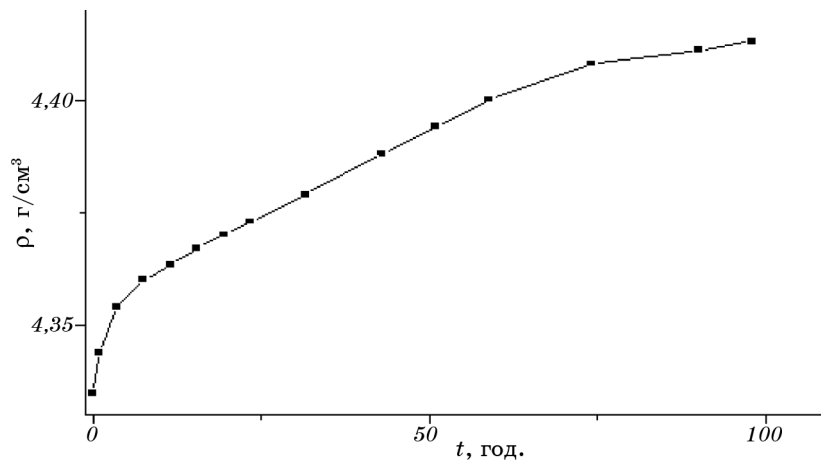
того, вище ми вже висловлювали припущення, що досягти повністю безпористого сплаву можна і при дифузійній повзучості, але для цього потрібен великий проміжок часу.

Для перевірки цього сплав ВТ6, який одержано спіканням при температурі 1300°C протягом 4 годин, було піддано випробуванням при температурі 900°C і напруженні 8 МПа. Згідно з рис. 7, за цих умов повзучість сплаву ВТ6 повинна контролюватись дифузійним механізмом. Зміну густини сплаву ВТ6 за цих умов повзучості від часу витримки наведено на рис. 10.

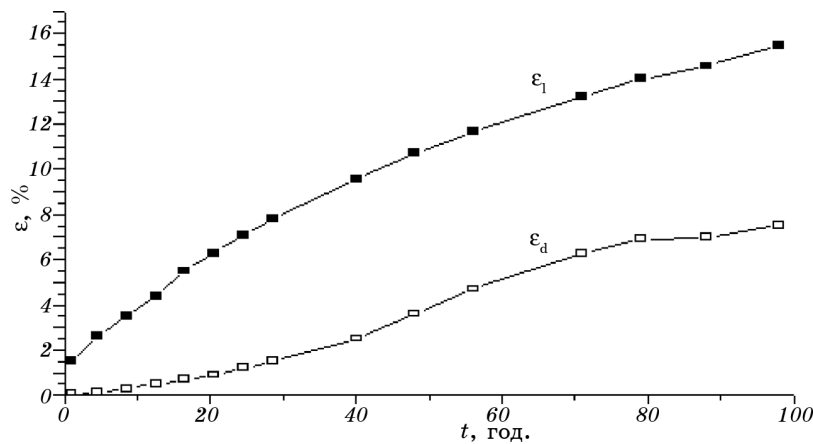
За перші години витримки при повзучості густина сплаву різко зростає. Після 15 годин повзучості зростання густини уповільнюється і настає усталена стадія росту густини з часом. Далі після 75 годин повзучості починається зменшення швидкості росту густини. За сто годин повзучості густина сплаву зростає лише до 4,413 г/см<sup>3</sup> (при теоретичному значенні 4,43 г/см<sup>3</sup>). Тобто, за сто годин дифузійної повзучості не вдалося досягти стовідсоткового заліковування пор у сплаві ВТ6, причому за останні години повзучості швидкість зростання густини уповільнюється.

Для з'ясування причини такої поведінки зростання густини сплаву були побудовані криві деформації зразка при повзучості за висотою зразка і за діаметром (рис. 11). За висотою іде зменшення розміру, а за діаметром — збільшення розміру зразка.

Спостерігається певна кореляція між кривими на рис. 10 і 11. У перші години повзучості деформація за висотою зразка зростає досить швидко, в той час коли деформація за діаметром зростає дуже повільно. Згідно з моделлю дифузійної повзучості [6] вакансії виходять на сторону, до якої прикладене навантаження, а міжвузло-



**Рис. 10.** Зміна густини сплаву ВТ6 за умов дифузійної повзучості від часу витримки.



**Рис. 11.** Криві деформації зразка ВТ6 при дифузійній повзучості:  $\varepsilon_1$  — деформація за висотою зразка (її модуль),  $\varepsilon_d$  — деформація за діаметром.

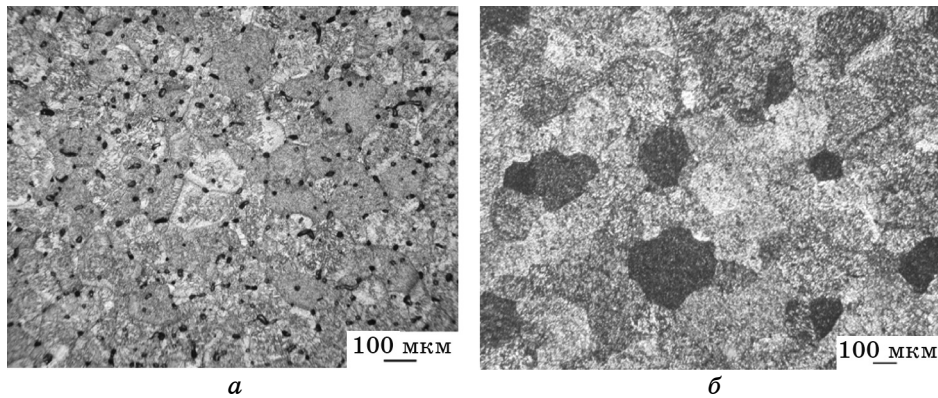
винні атоми — на бокову сторону зразка. На початку повзучості концентрація вакансій в зразку перевищує концентрацію міжвузловинних атомів. Тому велика кількість вакансій, що виходить на поверхню зразка призводить до швидкої деформації за висотою і, відповідно, до швидкого збільшення густини. Деформація за діаметром збільшується мало. Потім концентрація вакансій зменшується і, відповідно, зменшується приріст як деформації, так і густини.

Через деякий час, напевно, настає рівновага між виходом на поверхні вакансій і міжвузловинних атомів. Це призводить до появи усталеної стадії (зростання з постійною швидкістю) як на кривих деформації, так і на кривій зростання густини. І наприкінці випробування (після 70 годин) спостерігається зменшення швидкості зростання і деформації, і густини сплаву. Можливо тому, що на той час значно зменшується концентрація вакансій в сплаві.

Така кореляція між зростанням з часом деформації і густини сплаву вказує на те, що причиною росту густини сплаву (заліковуванням пор) є саме повзучість.

Цікаво, що деформація сплаву при дифузійній повзучості значно менша, ніж при повзучості, що контролюється переповненням крайових дислокацій (за сто годин повзучості  $\varepsilon_1 = 16\%$ , а  $\varepsilon_d = 8\%$ ).

Відповідь на питання, чи не відбувається помітний ріст зерна при зменшенні частки пор шляхом деформації у верхній частині  $\alpha + \beta$ -області, було одержано на прикладі вивчення мікроструктури сплаву Ті-10-2-3. На рисунку 12 наведені мікроструктури сплаву Ті-10-2-3 до повзучості і після. Видно, що після повзучості зникли пори, а зерно майже не виросло. Чітку мікроструктуру після повзучості важко було одержати через сильно деформований стан. Проте даний результат підтверджує можливість досягнення цим методом



**Рис. 12.** Мікроструктура сплаву Ti-10V-2Fe-3Al до повзучості (а) та після неї (б).

практично безпористих структурних станів титанових сплавів із збереженням дисперсного розміру зерен, що є необхідним для досягнення високого комплексу механічних характеристик.

### 3. ВИСНОВКИ

1. Показано, що деформування шляхом повзучості титанових сплавів, одержаних за порошковим підходом, є ефективним методом зменшення їх залишкової пористості.
2. У випадку, коли механізмом повзучості є переповзання крайових дислокацій, яке контролюється дифузією, в титанових сплавах спостерігається повне зникнення пор протягом однієї-двох годин повзучості.
3. При високих температурах і малих напруженнях (нижче межі плинності), коли механізмом деформування є дифузійна повзучість, спостерігається часткове зменшення пористості за короткі часові інтервали повзучості. Для повного усунення пористості необхідні більш великі терміни витримки при повзучості. Так, у сплаві ВТ6 після 100 годин дифузійної повзучості при деформації на рівні 15–17% залишилась об'ємна частка пор 0,4%.
4. Виконання повзучості при температурах, нижчих температур однофазної  $\beta$ -області, не призводить до помітного росту зерна в досліджених сплавах.

### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Я. Е. Гегузин, *Физика спекания* (Москва: Изд-во «Наука»: 1967).
2. И. И. Новиков, *Дефекты кристаллического строения металлов* (Москва:

- Металлургия: 1975).
3. С. Г. Бокштейн, С. Т. Кишкин, В. В. Освенский, *МиТОМ*, № 6: 21 (1960).
  4. Б. Я. Пинес, Я. Е. Гегузин, *ЖТФ*, **23**, № 11: 2078 (1953).
  5. И. В. Моисеева, В. К. Пищак, *Электронная микроскопия и прочность металлов*, вып. 15: 25 (2008).
  6. Ж. П. Пуарье, *Ползучесть кристаллов* (Москва: Мир: 1988).
  7. О. М. Ивасишин, А. П. Шпак, Д. Г. Саввакин, *Титан*, **1**: 31 (2006).
  8. Д. Г. Саввакін, М. М. Гуменьяк, М. В. Матвійчук, О. Г. Моляр, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 5: 72 (2011).

