

Повзучість малопластичних жароміцних матеріалів при вигині

Ю. М. Подрезов*, Д. Г. Вербило, В. І. Даниленко, Я. І. Євич,
О. І. Толочин, Н. І. Циганенко

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Кржижановського, 3
*E-mail: yupodrezov@ukr.net

Запропоновано та відпрацьовано методику тестування за схемою вигину початкових ділянок повзучості малопластичних жароміцних матеріалів. Проаналізовано особливості розрахунку напружень і деформацій та окреслено обмеження використання пружного наближення. На алюмінідах титану та заліза досліджено вплив температур та зусилля навантаження на характер кривих повзучості. На першій та другій ділянках повзучості в діапазоні деформацій $\epsilon \sim 10^{-5}$ — 10^{-8} вивчено залежності зміни швидкості деформації від часу. Для стадії сталої повзучості визначено термоактиваційні параметри.

Ключові слова: триточковий вигин, швидкість деформації, початкові стадії повзучості, жароміцні матеріали, термоактиваційні параметри.

Вступ

Інноваційні розробки сучасної авіаційної та ракетної техніки направлені на досягнення гіпершвидкостей нового рівня, які набагато перевищують швидкість звуку. Надзвичайно високі температури та напруги, яким піддаються матеріали та елементи конструкцій під час польоту, потребують принципово нових підходів та технологічних принципів створення жароміцних композитів та удосконалення методів їх тестування. Ефективними для підвищення жароміцності є раціональне легування елементами, які збільшують жароміцність, та введення дисперсних частинок, що сприяють зростанню високотемпературної міцності та опору повзучості за рахунок механізмів дисперсійного зміцнення. Як матрицю таких композитів доцільно використовувати відомі сплави на основі інтерметалідів титану, заліза та нікелю, що демонструють аномальну температурну залежність границі плинності. Такі сплави зазвичай отримують за допомогою ливарних технологій. Але введення та рівномірний розподіл керамічних наночастинок в композит можливий лише порошковим методом. Це передбачає зміщення акцентів при розробці матеріалів цього класу в бік порошкових технологій. Оптимізація порошкової технології включає дослідження впливу технологічних параметрів на здатність опиратись повзучості. Порівняльний аналіз цих факторів є багатопараметричною задачею, вирішення якої потребує проведення великої кількості тестів. Крім того, слід враховувати, що, на відміну від класичних довготривалих експериментів, які дозволяють тестувати опір матеріалу багатоденним температурним навантаженням, у випадку надвисоких швидкостей більш важливим є вивчення коротко- та швидкоплинних процесів, котрі відбува-

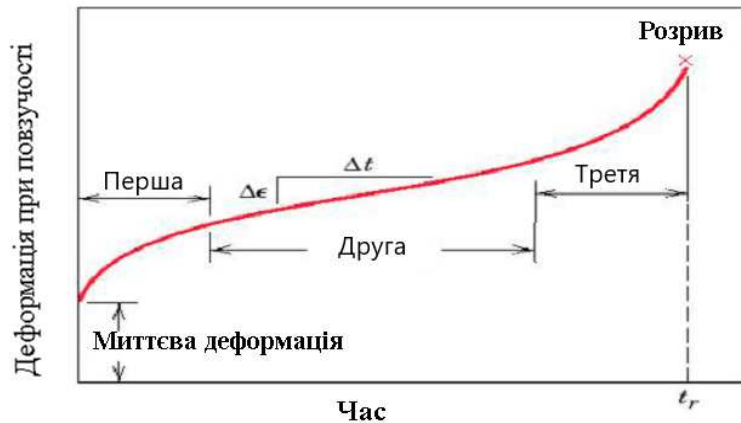


Рис. 1. Схема, яка демонструє стадійність повзучості.

ються на початкових ділянках кривої повзучості. Ці міркування слугували передумовою для відпрацювання методу тестування повзучості малопластичних жароміцних матеріалів, які використовують в екстремальних умовах за допомогою випробувань на вигин.

На рис. 1 наведено класичну схему стадійності повзучості. Первинна стадія починається миттєво з дуже високою швидкістю деформації. Ця швидкість зменшується з часом внаслідок зміцнення, поки не досягне постійного значення, коли вона переходить на другу стадію. Ця стадія відома як стадія сталої або стаціонарної повзучості. Швидкість деформації на цій стадії залишається відносно стабільною протягом тривалого часу. Відтворюваність деформаційних процесів робить другу стадію найбільш важливою для аналізу механізмів повзучості. Наприкінці цієї стадії відтворюваність порушується через виникнення та розвиток деформаційних дефектів, пор та внутрішніх порожнин. На третій стадії ці деформаційні процеси прискорюються завдяки еволюції дефектів до остаточного руйнування матеріалу. Друга та третя фази зазвичай розглядаються як головні постачальники інформації стосовно механізмів високотемпературної деформації та руйнування. Тому аналіз механічної поведінки матеріалів на другій та третій стадіях протягом багатьох років був головним напрямком досліджень повзучості. Ця інформація має важливе значення для проектування транспортних засобів з тривалими і повторюваними польотами, але не завжди може бути корисною для короткотривалої експлуатації. У таких випадках стає необхідним розуміння процесів, що відбуваються на первинній стадії, та умов переходу до стаціонарної повзучості.

Інженерні розрахунки також потребують приділення особливої уваги початковим ступеням деформації, оскільки навіть незначні зміни форми в окремих елементах конструкцій двигунів можуть привести до ланцюгової реакції та виходу з ладу всієї системи. У цьому сенсі велике значення має схема розподілу навантажень в реальних деталях. У переважній більшості вони працюють на вигин. До того ж жароміцні матеріали, які широко використовуються в авіабудуванні, є відносно малопластичними через аномальне збільшення з підвищенням температури напруження плинину.

У цьому випадку більш логічно застосовувати випробування на вигин, які дозволяють значно точніше визначати малі переміщення в порівнянні з розтягом і особливо зі стисненням. Форма прямокутної балки, яка тестується при вигині, дозволяє запобігати явищам передчасного руйнування, які характерні для розтягу через відсутність співвісності та концентрацію напружень поблизу потовщень в області кріплення зразка.

Ці фізико-механічні міркування разом з економічним вирашем (можливість проведення кількох експериментів на одному стопі або пресовці відносно невеликого розміру) та організаційними перевагами (можливість проведення великої кількості порівняльних експериментів за відносно невеликий проміжок часу) визначили мету роботи — відпрацювати методика тестування повзучості за схемою вигину малопластичних жароміцних матеріалів, зокрема інтерметалідів, які працюють в екстремальних умовах експлуатації; створити передумови для використання схеми вигину, як одного з базових методів випробувань на короткострокову повзучість, принаймні, на стадії відбору найкращих складів та вибору оптимальних режимів термомеханічної обробки.

Методика експерименту

Особливості тестування на повзучість малопластичних матеріалів

Незважаючи на зазначені переваги, вивченню закономірностей повзучості металевих жароміцних матеріалів, які працюють в режимі вигину, до недавнього часу приділялась недостатня увага через складності розрахунків напружень та деформацій, що ретельно проаналізовані в огляді [1]. Натомість, для крихких та малопластичних керамічних матеріалів переважна більшість довготривалих високотемпературних випробувань проводиться саме в режимі вигину. Розроблено декілька міжнародних стандартів, в яких регламентуються умови тестування [2, 3], та опубліковано узагальнюючі огляди, де розглянуті ключові положення та критичні питання, які слід враховувати в ході таких експериментів [4, 5].

В роботах [4, 5] регламентовано обмеження коректного розрахунку деформації початковою ділянкою кривої навантаження, коли ступінь пластичної деформації зразка не перевищує 1—1,5%. У цьому діапазоні деформації форма балки незначно відхиляється від ідеально пружної і для деформації може бути використане пружне наближення: при триточковому вигині деформація ε пов'язана з прогином f співвідношенням

$$\varepsilon = \frac{6hf}{L^2}, \quad (1)$$

де h — висота зразка; L — відстань між опорними роликami робочої частини зразка. У випадку пружного наближення напруження σ визначається з виразу

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2}, \quad (2)$$

де P — зусилля; b — ширина зразка. Такий підхід використовується як для дослідження малопластичних керамік і твердих сплавів, так і для матеріалів з великою еластичною складовою (пластики, гума тощо) [6].

У керамічних матеріалах механізми мікродеформації при повзучості пов'язують як з рухом дислокацій, так і з розтріскуванням. В обох випадках добре працює ступеневий закон повзучості

$$\dot{\epsilon}' \sim \sigma^n, \quad (3)$$

де σ — напруження; $\dot{\epsilon}'$ — швидкість деформації; показник швидкісної чутливості n покладений в основу термоактиваційного аналізу механізмів повзучості. У регламентуючих публікаціях велика увага приділена впливу умов експерименту на виконання рівняння (3) та можливі відхилення у випадку випробувань на вигин [2—5].

У роботі [4] проведено аналіз напружень і деформацій в ході випробувань на повзучість за схемами три- та чотириточкового вигину в межах малих прогинів балки. Встановлено зв'язок між геометричними параметрами, прикладеним навантаженням, прогином точки навантаження та показником повзучості n . З результатів цієї роботи слідує, що деформація у зовнішньому волокні ϵ_{\max} прямо пропорційна прогину точки навантаження y_L в межі малого прогину, тобто

$$\epsilon_{\max} = K(n)y_L. \quad (4)$$

Константа пропорційності $K(n)$ залежить від n і є функцією від геометричних параметрів. Ці залежності наведено на рис. 2, а. Для зручності порівняння на графіку відкладено відносні значення коефіцієнта: $K(n)/K(n=1)$. Враховується, що за умови $n=1$ рівняння (3) відповідає випадку в'язкопружного деформування, за якого деформація та напруження при вигині розраховуються за рівняннями (2) та (3). Відхилення на графіках вказують на можливі помилки визначення деформації

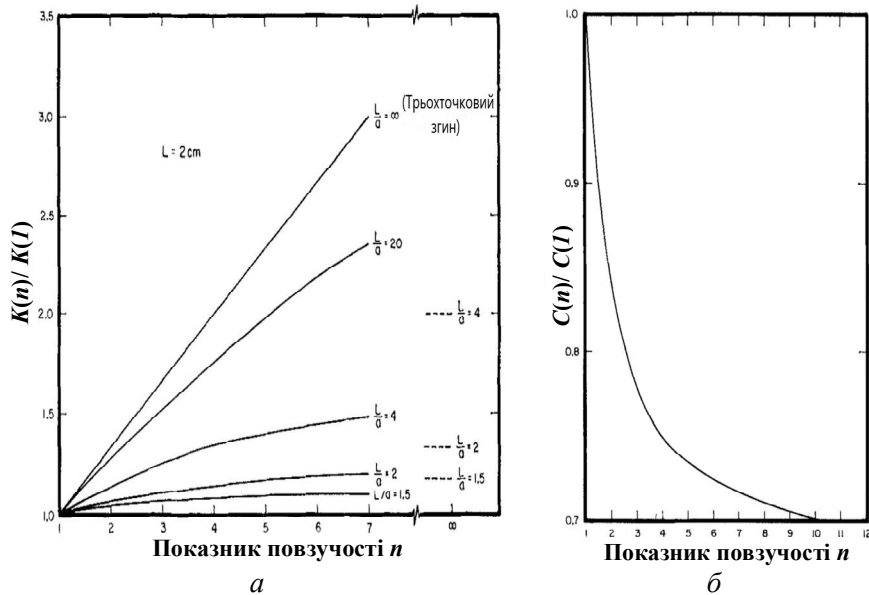


Рис. 2. Залежність коефіцієнтів K (а) та C (б) від показника n [4].

за умови використання цих рівнянь. Вплив геометрії розраховувався для випадку чотириточкового вигину з урахуванням співвідношення відстаней між дальніми L та ближніми a опорами. Коли $a = 0$, реалізується випадок триточкового вигину, відповідне значення $L/a = \infty$.

Результати, що наведені на рис. 2, *a*, демонструють перевагу чотириточкового вигину. Для найбільш поширеного випадку $L/a = 2$ зміна показника n слабо впливає на вимірне значення деформації. У разі триточкового вигину похибка в визначенні деформації може бути значною. Але слід брати до уваги, що прикладення навантаження не є точковим, а центральна опора має кінцевий радіус. За цих умов реальне значення $L/a = 10$ і за найбільш поширених показників швидкісної чутливості $n = 3—5$ похибка вимірювання деформації при триточковому вигині не перевищує 30%. Важливо також, що в розрахунках термоактиваційних параметрів при визначенні відносних значень швидкості деформації похибка нівелюється.

Для визначення максимальних напружень на зовнішніх волокнах необхідно брати до уваги чутливість напруження до параметра n . Щоб врахувати цей вплив, у роботі [4] використовується співвідношення

$$\sigma_{\max} = C(n)P, \quad (5)$$

де $C(n)$ — константа, пов'язана з n . На рис. 2, *b* зображено залежність $C(n)/C(n = 1)$ від n . Це співвідношення не залежить від L і a та розмірів зразка. Видно, що $C(n)$ стає дедалі менш чутливою до n із збільшенням n . Для очікуваного значення n від ~ 3 до 5 значення $C(n) \sim 70\% C(5)$. Тобто при розрахунку напруження через зусилля P з використанням формули пружності отримане значення буде завищеним приблизно на третину. Це співпадає з висновками нашої роботи [7], де розглядався випадок статичного навантаження.

У роботі Розенфілда [5] наведено експериментальні дані порівняльних досліджень повзучості при розтязі, вигині та стисненні склокераміки. Кути нахилу на лінійних ділянках логарифмічних залежностей швидкості деформації від напруження (рис. 3) у випадку розтягу та вигину співпадають. Їх нахили відповідають показникам швидкісної чутливості $n = 2$ та 5. Перетин ліній свідчить про зміну механізму деформації, яка для обох схем відбувається за однакової швидкості деформації. Значення напружень в точці перетину і для інших поточних значень у випадку вигину виявляються приблизно в 1,5 рази вище, ніж при розтязі, що узгоджується з нашими попередніми висновками [7]. Наведені дані також підтверджують доцільність та правомірність використовувати випробування на вигин для проведення термоактиваційного аналізу на початкових ділянках деформації.

Продемонстровані на рис. 3 відмінності в опорі повзучості при стисненні автори роботи [5] пояснюють недостатньою чутливістю до пошкоджень, які вносять значний внесок у деформацію у випадку випробувань крихких та малопластичних матеріалів. Це зауваження слід враховувати як при дослідженні кераміки, так і при тестуванні жароміцних, але малопластичних металевих та інтерметалідних композитів.

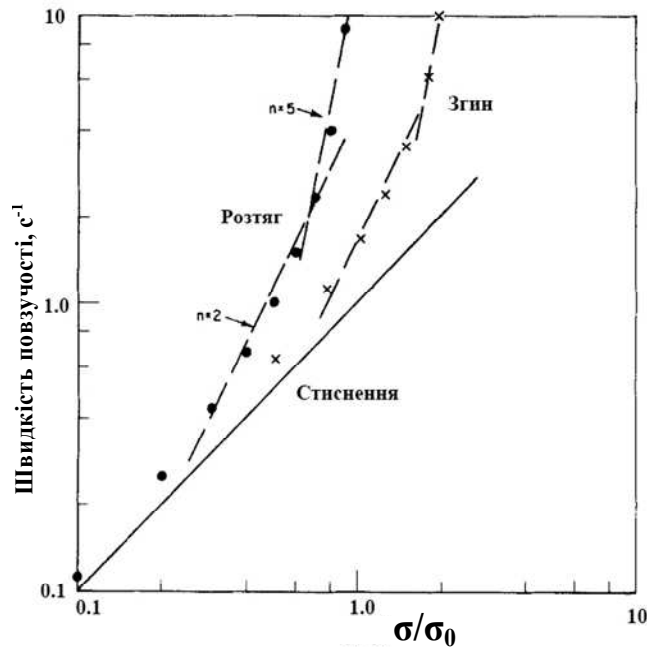


Рис. 3. Вплив схеми навантаження на характеристики повзучості склокераміки [5].

Розглянуті обмеження та похибки декларуються як осереднення по початковому діапазону деформації. Насправді похибки накопичуються в міру віддалення від пружної ділянки. У цьому разі похибка вимірювання деформації залежить від швидкості зміцнення. Відхилення форми балки від ідеально пружної буде тим меншим, чим вище швидкість зміцнення. У цьому сенсі важливо, що інтерметаліди, які мають аномальну температурну чутливість деформації, демонструють унікальну особливість механічної поведінки — надзвичайно високу швидкість зміцнення на початковій ділянці деформації у широкому діапазоні температур випробувань.

Апель зі співробітниками у роботах [8, 9] звернули увагу на особливості деформаційного зміцнення сплавів на основі γ -TiAl. Для цього класу жароміцних інтерметалідів швидкість зміцнення θ , нормована на модуль зсуву μ , на початковій стадії досягає значень $\theta/\mu = 0,2$ (рис. 4), що в декілька разів вище, ніж в типових ГЦК металах, досліджених Коксом та Мекінгом у роботі [10]. Автори пов'язують цей ефект з особливими механізмами зміцнення інтерметалідів. Зазначимо, що наведені на рис. 4 дані про зміцнення сплавів γ -TiAl, отримані з випробувань на стиснення, дозволяють проаналізувати закономірності зміцнення за достатньо великих ступенів деформації, але суттєво обмежують можливості аналізу початкових стадій деформації через недостатню чутливість цього методу випробувань в області мікродеформації (зокрема, на рис. 4 мінімальне значення деформації $\varepsilon_{\min} = 0,5\%$). Апель підкреслює, що цей ефект зумовлений зменшенням об'єму деформованих ділянок завдяки локалізації та особливим механізмам зміцнення.

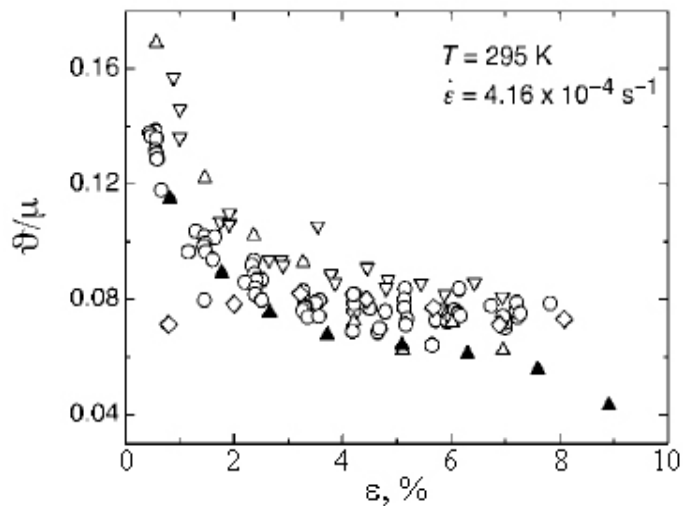


Рис. 4. Залежність нормалізованого коефіцієнта зміцнення від деформації стисненням [9].

Для вивчення механізмів зміцнення на початкових стадіях деформації малопластичних жароміцних матеріалів в роботах [11, 12] використовували удосконалені прецизійні методики випробувань на одновісний розтяг та вигин в широкому діапазоні температур. На рис. 5 наведено діаграму навантаження зразка сплаву Ti—Al, випробуваного на розтяг за кімнатної температури з вимірюванням деформації за допомогою прецизійного давача переміщення. Видно, що на початковій ділянці пластичної деформації швидкість зміцнення значно вище, ніж визначена в роботі [9]. На рис. 5 схематично продемонстровано внесок пружної та пластичної складових деформації. Відповідно до отриманих результатів

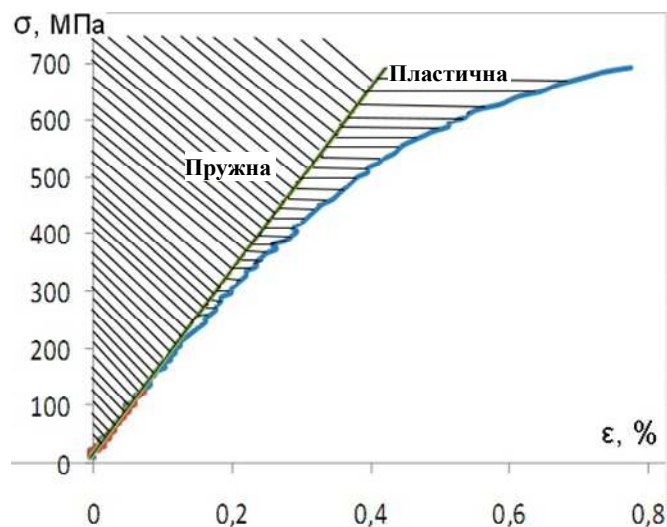


Рис. 5. Схема, що демонструє внесок пружної та пластичної складових на діаграмі навантаження сплаву Ti—Al, випробуваного на розтяг за кімнатної температури з використанням давача переміщення.

на усьому діапазоні навантажень від границі пружності ($\sigma_{001} = 175$ МПа) і до моменту руйнування ($\sigma_p = 672$ МПа) пружна складова переважає пластичну (рис. 5).

Важливо, що така механічна поведінка зберігається у широкому діапазоні температур випробувань до температури в'язкокрихкого переходу ($T_x = 760\text{—}800$ °С) [11, 12]. Подібним чином ведуть себе інші матеріали з аномальною температурною залежністю границі плинності, наприклад сплави на базі Fe—Al [13] та нікелеві суперсплави [14].

Розглянуті особливості покращують прогноз стосовно коректності та можливих помилок в розрахунках напружень та деформацій у випадку випробувань на вигин. Виконаний нами в роботі [7] порівняльний аналіз мікропластичності при розтязі та вигині показав, що в діапазоні деформацій 0—0,5% деформує напруження відрізняється в 1,5 рази, а помилка в розрахунку пластичної деформації при вигині за формулою пружності рівняння (2) не перевищує 5—10% у порівнянні з розтягом. Врахування цих особливостей дозволило отримати практично єдину криву мікродеформації при розтязі і вигині сплаву Ti—Al. Цей результат однаково важливий як для прецизійних статичних випробувань, так і для дослідження повзучості.

Дослідження початкових ділянок повзучості жароміцних матеріалів з аномальною температурною залежністю границі плинності виявило ще одну важливу особливість їх механічної поведінки. Було помічено, що в цих матеріалах практично відсутня ділянка сталої повзучості. На це неодноразово звертав увагу Апель, аналізуючи механізми повзучості сплавів на основі Ti—Al [8, 9], та Морис, який досліджував повзучість системи Fe—Al [15]. Щоб переконатися у цьому, достатньо узяти похідну $d\varepsilon/dt$ від кривої повзучості на рис. 1 і проаналізувати її зміну або від ступеня деформації, як це зроблено у Апель (рис. 6), або від часу, як це зробив Морис (рис. 7). Згідно з даними, наведеними на цих рисунках, після закінчення першої стадії і досягнення мінімальної швидкості зміцнення одразу починається її зростання, яке пов'язують з деформаційно індукованими структурними змінами. Згідно з уявленнями про механізми повзучості [9, 15], саме мінімальна швидкість деформації є найважливішим параметром, який використовується в розрахунках термоактиваційних параметрів. На графіках, наведених у роботі [9] (рис. 6), видно, що в титаналюмінідних сплавах мінімум швидкості деформації відповідає деформаціям ~0,5—1%.

З даних роботи [15], в якій досліджено повзучість сплаву Fe—40Al, зміцненого частинками Y_2O_3 (рис. 7), слідує, що різке падіння швидкості деформації відбувається за перші 0,5—1 год. Зі зменшенням навантаження час виходу на лінійну стадію збільшується, але, як видно на графіку, за межами початкової ділянки зменшення відбувається дуже повільно і у ході розрахунків термоактиваційних параметрів цими змінами можна знехтувати.

Виходячи з наведених міркувань, як регламент експрес-експерименту пропонується проводити деформування зразка за фіксованих температур і навантажень протягом 2—5 год до сумарної деформації повзучості 1—1,5%. У межах запропонованих регламентних параметрів та враховуючи

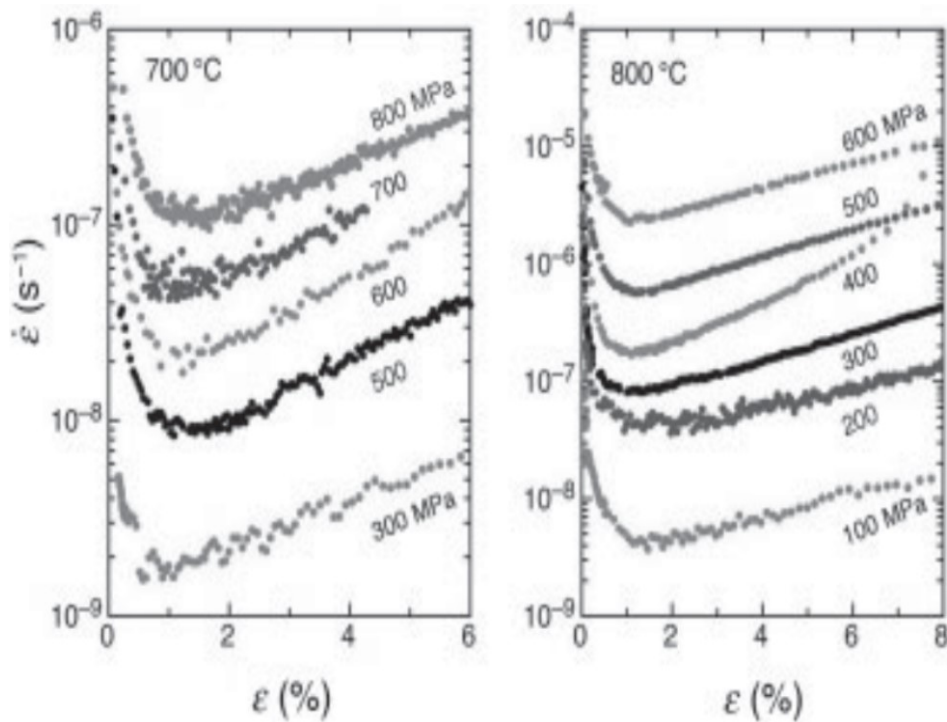


Рис. 6. Зміна швидкості деформації від ступеня деформації сплаву Тi—45Al—8Nb—0,2С, протестованого за різних температур та напружень [9].

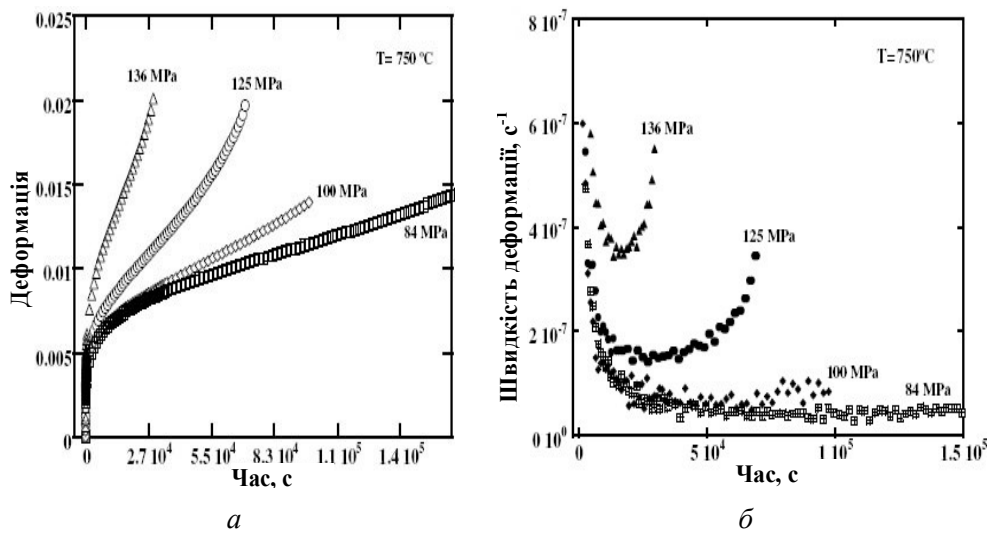


Рис. 7. Криві повзучості (а) та зміни швидкості деформації з часом (б) сплаву Fe—40Al, зміцненого частинками Y_2O_3 та випробуваного при 750 °С з різним прикладеним зусиллям [15].

точність визначення деформації, експериментально визначені значення швидкості деформації можуть змінюватись в діапазоні $\dot{\epsilon} \sim 10^{-5}—10^{-8}$, що є співрозмірним до значень наведених на рис. 6 та 7.

Метод тестування та матеріали дослідження

Дослідження проводили на машині “TermoTest” виробництва СКТБ ПМІц НАН України, яка призначена для тестування кераміки і тугоплавких сплавів при вигині на повітрі при температурі до 1400 °С. Загальний вигляд комірки для випробувань на повзучість при вигинанні показано на рис. 8, а. Для досягнення необхідного навантаження використовувались одна або декілька гирь відповідного номіналу.

На рис. 8, б наведено схему оснастки та її розташування в силовому ланцюзі у ході випробувань зразка за схемою триточкового вигину. База навантаження складала 40 або 20 мм. Висоту зразка визначали з урахуванням вимог стандартів [3, 6], відповідно до яких прогин не повинен перевищувати 10% відстані між опорами (зразок не може бути надто тонким), але висота не повинна бути більшою 1/10 відстані між опорами. З урахуванням цих обмежень зразок для бази 40 мм мав висоту 2,5 мм, для бази 20 — 1,7 мм. Ширина зразка в обох випадках складала 4 мм. Вимірювання прогину проводили в центрі зразка за допомогою датчика лінійних переміщень “Мікротех”.

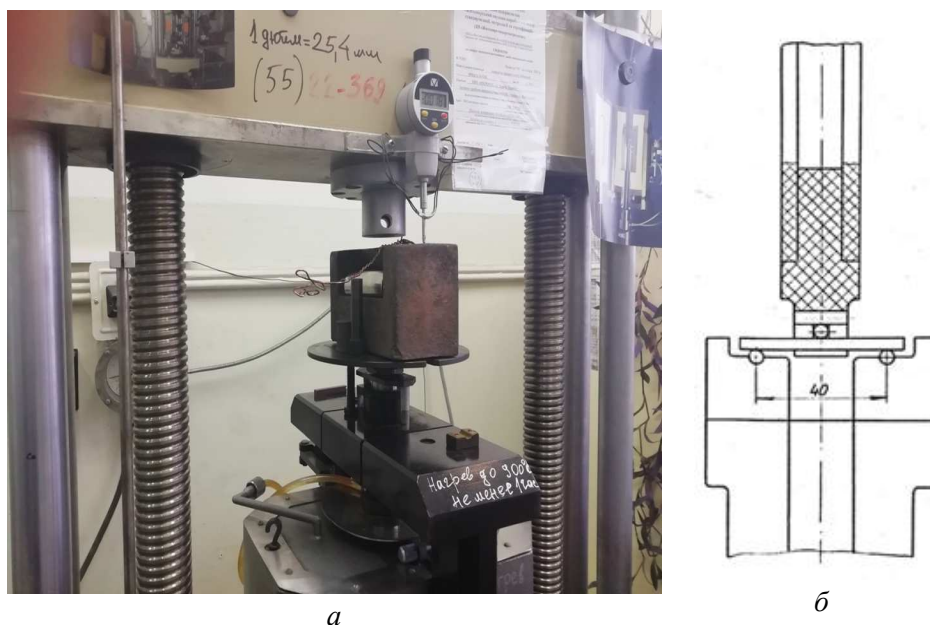


Рис. 8. Загальний вигляд комірки для випробувань на повзучість при вигині (а) та схема оснастки на триточковий вигин (б).

Отримані результати та їх обговорення

Дослідження опору повзучості за запропонованою методикою проведено на титаналюмінідних сплавах TNM. Склад сплавів відрізнявся вмістом алюмінію: 1 — $Ti_{47,4}Al_{47}Nb_4Cr_{0,5}Mo_1V_{0,1}$ та 2 — $Ti_{50,4}Al_{44}Nb_{4,5}Mo_1V_{0,1}$. Зразки випробовували в литому стані або після термомеханічної обробки прокаткою при 1000 °С з наступним відпалом при 1200 °С. Регламентована

робоча температура цих сплавів складає 700—750 °С, напруження на робочих елементах оцінюється 400 МПа при розтязі. Відповідно до цього експерименти проводили при температурах 700 та 750 °С, напруження при вигині становило 600 МПа, тобто в 1,5 рази більше, ніж при розтязі. Загальний час тестування складав 3 год.

Інформація про зміну прогину зразків від часу випробувань, що накопичувалась в комп'ютерних файлах, перераховувалась за рівнянням (2) в залежностях деформації від часу, які наведені на рис. 9, а, б. На отриманих кривих повзучості добре вирізняються дві стадії, що наведені на рис. 1. Перехід від першої до другої стадії відбувається приблизно через годину. Згадані комп'ютерні файли дозволяють розрахувати поточні значення швидкості повзучості та побудувати залежність цього параметра від деформації або часу. Для сплавів Ti—Al наведено залежності $d\varepsilon/dt$ — ε (рис. 9, в, г). Загалом, ці залежності подібні до залежностей

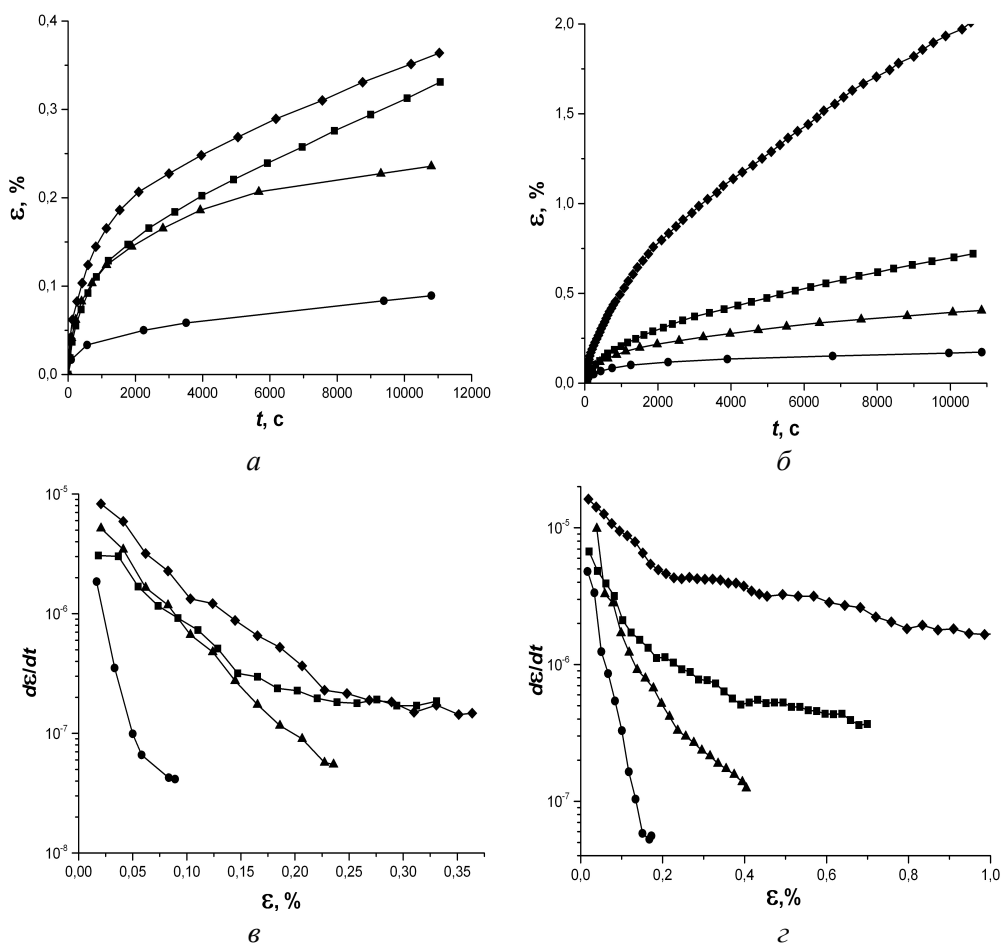


Рис. 9. Криві повзучості (а, б) та зміна швидкості деформації від ступеня деформації (в, г) титаналюмінідних сплавів TNM в різних структурних станах: ▲, ■ — литий; ●, ◆ — після термомеханічної обробки прокаткою при 1000 °С з наступним відпалом при 1200 °С, які отримані при температурах 700 (а, в) та 750 °С (б, г) під навантаженням 600 МПа.

на рис. 6. Різке зниження швидкості деформації на першій стадії змінюється практично сталими значеннями на другій. Збільшення швидкості не спостерігається в жодній залежності. Розраховані значення швидкості деформації на стадії сталої повзучості співставні з тими, що наведені на рис. 6. Це свідчить про достовірність отриманих результатів.

Порівняльний аналіз одержаних залежностей дозволяє зробити певні важливі висновки. В усіх випадках литі матеріали гірше опираються повзучості, ніж після термомеханічної обробки. У литому стані за обох температур кращими є сплави з великим вмістом Al, а в литому — з малим. У цьому випадку за температури 750 °C ця тенденція зберігається на обох ділянках повзучості. За температури 700 °C великі відмінності спостерігаються на першій ділянці, тоді як швидкість повзучості на стадії сталої повзучості практично однакова. Це цікавий і дещо несподіваний результат, оскільки сплави з меншим вмістом Al вважаються більш жароміцними і краще зміцнюються. Однак вони більш крихкі і мають нижчу тріщиностійкість. Тому в експериментах на повзучість за критичних умов деформування процеси повільного розтріскування можуть бути суттєвими і впливати на параметри повзучості. У цьому сенсі випробування на стиснення є малоефективними.

У випадку дослідження швидкісної чутливості використовували порошок зразки сплаву Fe₃Al, що були отримані за трьома різними технологічними режимами: 1 — гаряче штампування при 1220 °C + відпал, 1300 °C, 30 хв; 2 — гаряче штампування при 1100 °C + відпал, 1300 °C, 30 хв; 3 — спікання (1450 °C, зразок попередньо спікається-синтезується при 1050 °C, потім допресовується до меншої пористості і повторно спікається при 1450 °C).

Зразки випробовували на повзучість за температури 600 °C за різних навантажень. Через малий розмір пресовок (діаметр 30 мм та висота 7 мм) база випробувань складала 20 мм, висота зразка 1,7 мм. Для кожного структурного стану були отримані криві повзучості у координатах деформація—час (рис. 10, а, в, д). Всі криві демонструють чітко виражені стадії первинної та сталої повзучості. Перебудова цих кривих у координатах $de/dt—t$ (рис. 10, б, г, е) показала, що час переходу від першої до другої стадії дещо зростає зі збільшенням зусилля повзучості. Подібно до рис. 7, на кривих, що отримані за найбільших навантажень, фіксується виражений мінімум швидкості повзучості. На інших кривих мінімум відсутній, але існує відносно довга ділянка, де швидкість деформації демонструє стале значення. Це дозволяє поставити у відповідність кожному значенню напруження значення сталої швидкості деформації.

На рис. 11 наведено залежності $\ln \sigma—\ln \dot{\epsilon}$ для кожного структурного стану. Видно, що всі точки добре укладаються на одну лінію, кут нахилу якої характеризує значення параметра n в рівнянні (3). Лінії практично паралельні, значення n змінюються від 4,2 до 4,4 та характеризують повзучість за механізмом дислокаційного ковзання, що добре узгоджується з літературою [15, 16].

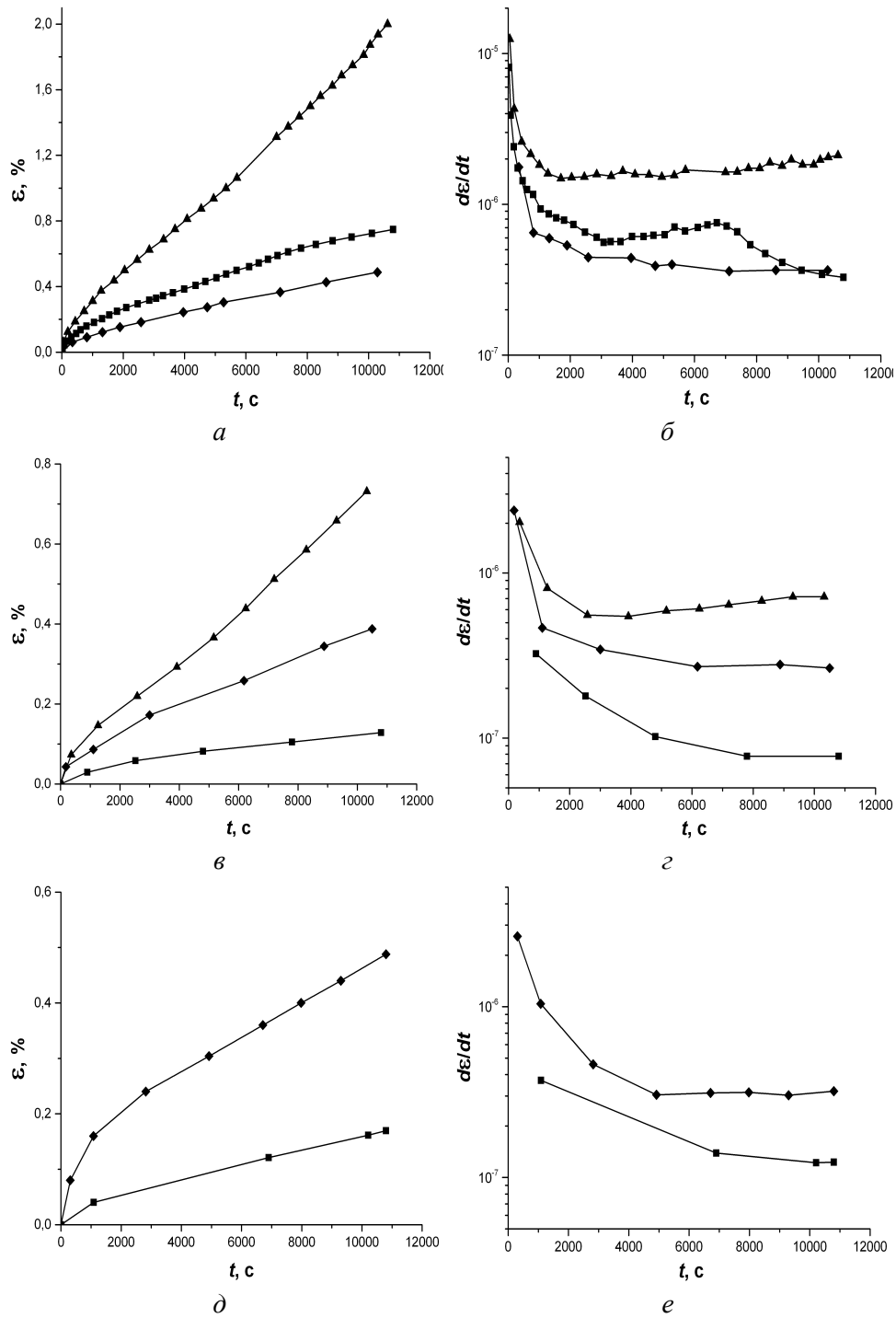


Рис. 10. Криві повзучості (*a*, *в*, *д*) та зміна швидкості деформації від часу (*б*, *г*, *е*) порошкового сплаву Fe_3Al , отриманого за зазначеними технологічними режимами 1 (*a*, *б*), 2 (*в*, *г*), 3 (*д*, *е*) та випробуваного при температурі 600 °C під навантаженнями 120 (■), 160 (▲) та 200 МПа (◆), для технології 1 — 138 МПа та технології 3 — 150 МПа.

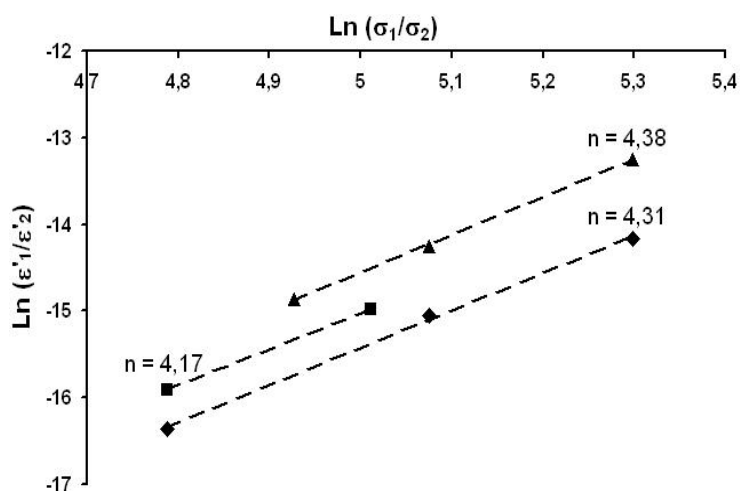


Рис. 11. Залежності швидкості деформації від навантаження $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ при температурі випробування 600 °С порошкового сплаву Fe_3Al , отриманого за різними технологічними режимами: ▲ — 1; ◆ — 2; ■ — 3.

Висновки

Наведені приклади свідчать про доцільність використання схеми триточкового вигину для дослідження початкових ділянок повзучості жароміцних матеріалів.

На кривих повзучості добре видокремлюються її перша та друга стадії. Це дозволяє аналізувати вплив фазових та структурних змін на механізми повзучості на кожній стадії та умови переходу до стаціонарної повзучості.

Експериментально визначені значення швидкості деформації змінюються в діапазоні $\dot{\epsilon} \sim 10^{-5} - 10^{-8}$, який є найбільш характерним для повзучості жароміцних матеріалів. Запропонована методика дозволяє досліджувати швидкісну чутливість та визначати термоактиваційні параметри повзучості.

В екстремальних умовах експлуатації малопластичних жароміцних матеріалів запропонована методика дозволяє враховувати та аналізувати внесок в повзучість процесів розтріскування та повільного руйнування.

Список літератури

1. Jalali S.I.A., Kumap P., Jayaram V. Creep of Metallic Materials in Bending. *The Minerals, Metals & Mater. Soc.* 2019. Vol. 71 (10). doi:10.1007/s11837-019-03707-1
2. ASTM C1576-05(2017). Standard Test Method for Determination of Slow Crack Growth Parameters of Advanced Ceramics by Constant Stress Flexural Testing (Stress Rupture) at Ambient Temperature. 2017. 13 p. <https://www.astm.org/c1576-05r17.html>
3. ASTM C1161-18. Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature. 2018. 19 p. <https://www.astm.org/c1161-13.html>
4. Hollenberg G.W., Terwilliger G.R., Gordon R.S. Calculation of stresses and strains in four-point bending creep tests. *J. Amer. Ceramic Soc.* 1971. Vol. 54 (4). P. 196—199. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1971.tb12263.x>

5. Rosenfield A.R., Duckworth W.H., Shetty D.K. Damage analysis of creep in bending. *J. Amer. Ceramic Soc.* 1985. Vol. 68 (9). P. 483—485.
6. ISO 899-2:2003 Plastics. Determination of creep behaviour. Part 2. Flexural creep by three-point loading. 2018. 14 p. <https://www.iso.org/standard/31263.html>
7. Подрезов Ю.М., Вербило Д.Г., Даниленко В.І., Романко П.М., Шуригін Б.В. Експрес-метод дослідження високотемпературних властивостей титанових сплавів. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. Київ: ИПМ НАН України. 2018. Вып. 24. С. 57—74. <http://www.materials.kiev.ua/article/2667>
8. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Phase transformations during creep of a multiphase TiAl-based alloy with a modulated microstructure. *Mater. Sci. Engineering: A*. 2009. Vol. 510—511. P. 342—349. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.047>
9. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011. 745 p. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9783527636204>
10. Kocks U.F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Prog. Mater. Sci.* 2003. Vol. 48 (3). P. 171—274. doi:10.1016/S0079-6425(02)00003-8
11. Ремез М.В., Подрезов Ю.М., Бондар А.А., Циганенко Н.І., Білоус О.О., Петюх В.М. Структура та властивості сплавів на основі TiAl, легованих 2% (ат.) Мо. *Порошкова металургія*. 2020. № 7/8. С. 123—138. <http://www.materials.kiev.ua/article/3112>
12. Ремез М.В., Подрезов Ю.М., Даниленко В.І., Даниленко М.І., Фірстов С.О. Крихкопластичний перехід в алюмінідах титану, легованих β-стабілізаторами. *Успіхи матеріалознавства*. 2020. Вып. 1. С. 86—97. <https://doi.org/10.15407/materials2020.01.086>
13. Толочин А.И., Толочина А.В., Баглюк Г.А., Евич Я.И., Подрезов Ю.М., Мамонова А.А. Влияние температуры спекания на форматирование структуры и свойств порошкового алюминиды железа Fe₃Al. *Порошкова металургія*. 2020. № 3/4. С. 42—54. <http://www.materials.kiev.ua/article/3048>
14. Qiang Zhu, Gang Chen, Chuanjie Wang, Heyong Qin, Peng Zhang. Tensile Deformation and fracture behaviors of a nickel-based superalloy via In situ digital image correlation and synchrotron radiation X-ray tomography. *Materials*. 2019. Vol. 12 (15). P. 2461. <https://doi.org/10.3390/ma12152461>
15. Morris D.G., Gutierrez-Urrutia I., Muñoz-Morris M.A. High temperature creep behaviour of an FeAl intermetallic strengthened by nanoscale oxide particles. *Int. J. Plasticity*. 2008. Vol. 24 (7). P. 1205—1223. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
16. Palm M., Krein R., Milenkovic S., Sauthoff G., Risanti D., Stallybrass C., Schneider A. Strengthening mechanisms for Fe—Al—based alloys with increased creep resistance at high temperatures. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 2007. Vol. 980. P. 3—14. <https://doi.org/10.1557/PROC-980-0980-II01-03>

References

1. Jalali, S. I. A., Kumap, P., Jayaram, V. (2019). Creep of Metallic Materials in Bending. *The Minerals, Metals & Mater. Soc.*, Vol. 71 (10). doi:10.1007/s11837-019-03707-1
2. ASTM C1576-05(2017). Standard Test Method for Determination of Slow Crack Growth Parameters of Advanced Ceramics by Constant Stress Flexural Testing (Stress Rupture) at Ambient Temperature, 13 p. <https://www.astm.org/c1576-05r17.html>
3. ASTM C1161–18 (2018). Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature, 19 p. <https://www.astm.org/c1161-13.html>

4. Hollenberg, G. W., Terwilliger, G. R., Gordon, R. S. (1971). Calculation of stresses and strains in four-point bending creep tests. *J. Amer. Ceramic Soc.*, Vol. 54 (4), pp. 196—199. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1971.tb12263.x>
5. Rosenfield, A. R., Duckworth, W. H., Shetty, D. K. (1985). Damage analysis of creep in bending. *J. Amer. Ceramic Soc.*, Vol. 68 (9), pp. 483—485.
6. ISO 899-2:2003. Plastics. (2018). Determination of creep behaviour. Part 2. Flexural creep by three-point loading, 14 p. <https://www.iso.org/standard/31263.html>
7. Podrezov, Yu. M., Verbylo, D. G., Danylenko, V. I., Romanko, P. M., Shurygin, B. V. (2018). Express method of research of high-temperature properties of titanium alloys. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost materialov*, Vol. 24, pp. 57—74 [in Ukrainian]. <http://www.materials.kiev.ua/article/2667>
8. Appel, F., Paul, J. D. H., Oehring, M. (2009). Phase transformations during creep of a multiphase TiAl-based alloy with a modulated microstructure. *Mater. Sci. Engineering: A*, Vol. 510—511, pp. 342—349. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.047>
9. Appel, F., Paul, J. D. H., Oehring, M. (2011). *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 745 p. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9783527636204>
10. Kocks, U. F., Mecking, H. (2003). Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Prog. Mater. Sci.*, Vol. 48 (3), pp. 171—274. doi:10.1016/S0079-6425(02)00003-8
11. Remez, M. B., Podrezov, Yu. M., Bondar, A. A., Tsyganenko, T. I., Bilous, O. O., Petyuh, V. M. (2020). Structure and properties of TiAl-based alloys doped with 2% (at.) Mo. *Poroshkova metalurgiya*, No. 7/8, pp. 123—138 [in Ukrainian]. <http://www.materials.kiev.ua/article/3112>
12. Remez, M. B., Podrezov, Yu. M., Danylenko, V. I., Danylenko, M. I., Firstov, S. O. (2020). Brittle plastic transition in titanium aluminides doped with β -stabilizers. *Uspihy materialoznavstva*, Vyp. 1, pp. 86—97 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/materials2020.01.086>
13. Tolochyn, A. I., Tolochyna, A. V., Baglyuk, G. A., Evich, Ya. I., Podrezov, Yu. N., Mamonova, A. A. (2020). Influence of the sintering temperature on the formatting of the structure and properties of powdered iron aluminide Fe_3Al . *Poroshkova metalurgiya*, No. 3/4, pp. 42—54 [in Russian]. <http://www.materials.kiev.ua/article/3048>
14. Qiang, Zhu, Gang, Chen, Chuanjie, Wang, Heyong, Qin, Peng, Zhang (2019). Tensile deformation and fracture behaviors of a nickel-based superalloy via in situ digital image correlation and synchrotron radiation X-ray tomography. *Materials*, Vol. 12 (15), pp. 2461. <https://doi.org/10.3390/ma12152461>
15. Morris, D. G., Gutierrez-Urrutia, I., Muñoz-Morris, M. A. (2008). High temperature creep behaviour of an FeAl intermetallic strengthened by nanoscale oxide particles. *Int. J. of Plasticity*, Vol. 24 (7), pp. 1205—1223. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
16. Palm, M., Krein, R., Milenkovic, S., Sauthoff, G., Risanti, D., Stallybrass, C., Schneider, A. (2007). Strengthening mechanisms for Fe—Al—based alloys with increased creep resistance at high temperatures. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, Vol. 980, pp. 3—14. <https://doi.org/10.1557/PROC-980-0980-II01-03>

Creep of low-plastic heat-resistant materials in bending

Yu. M. Podrezov^{*}, D. G. Verbylo, V. I. Danylenko, Y. I. Yevich,
O. I. Tolochyn, N. I. Tsyganenko

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS
of Ukraine, Kyiv

*E-mail: yupodrezov@ukr.net

Express method of testing the initial creep stages of low-plastic heat-resistant materials that work in extreme conditions using the bending scheme proposed and developed. The features of stress and deformation calculation are analyzed. The limitations of using the elastic approximation are outlined: the degree of plastic deformation of the sample should not exceed 1–1,5%. The deflection should not exceed 10% of the distance between the supports, the height should not be greater than 1/10 of the distance between the supports. Under these conditions, the first and second stages are well distinguished on the creep curves. This makes it possible to analyze the influence of phase and structural changes on the mechanisms of creep at each stage, and the conditions for the transition to stationary creep. The results of model experiments performed on TNM titanium aluminide alloys and Fe₃Al powder alloy samples indicate the expediency of using the three-point bending scheme for researching the initial stages of creep of heat-resistant materials. Experimentally determined values of the deformation rate vary in the range $\dot{\epsilon} \sim 10^{-5}—10^{-8}$, which is the most characteristic for the creep of heat-resistant materials. For low-plastic intermetallics, the influence of temperature and loading force on creep curves was studied. The dependences deformation rate vs time on the first and second stages of creep were obtained from bending tests. Thermal activation parameters are defined for the stage of permanent creep. The proposed method allows to study the speed sensitivity and to determine the thermal activation parameters of creep. In extreme conditions of operation of low-plastic heat-resistant materials, the proposed method allows to take into account and analyze the contribution to the creep of cracking and slow destruction processes.

Keywords: *three-point bending test, rate of deformation, initial stages of creep, high temperature materials, thermal activation parameters.*