

Крихкопластичний перехід в алюмінідах титану, легованих β -стабілізаторами

М. В. Ремез, Ю. М. Подрезов*, В. І. Даниленко,
М. І. Даниленко, С. О. Фірстов

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
03142, Київ, Україна, вул. Кржижановського, 3

*E-mail: Yupodrezov@ukr.net

Досліджено температурну, структурну та швидкісну чутливість характеристик пластичності в γ -алюмінідах титану з різним вмістом Al, легованих β -стабілізаторами. Особлива увага приділена дислокаційним механізмам, що контролюють крихкопластичний перехід. Продemonстровано визначальну роль границь зерен у формуванні характеристик пластичності. В умовах низьких температур границі зерен гальмують розповсюдження крихких внутрішньозеренних тріщин та стримують розвиток пластичної зони за межі окремого зерна, створюючи передумови для руйнування в області мікродеформації. За умов підвищених температур границі сприяють утворенню дислокаційних скупчень в пластичній зоні з концентрацією напружень, достатньою для активізації джерел Франка—Ріда, та виходом пластичної зони за межі окремого зерна. Зміна конфігурації пластичної зони та розподіл напружень зумовлюють гальмування руху тріщин. Різке прискорення релаксаційних процесів поблизу тріщини створює передумови для розвитку макродеформації. Локальність релаксаційних процесів біля вершини тріщин веде до більш високої швидкісної чутливості характеристик пластичності, ніж параметрів міцності, що має важливі практичні наслідки. Біля верхньої межі працездатності γ -алюмінідів титану існує температурна область, де значення напружень залишаються високими (границя плинності $\sigma_{0.2} \sim 700$ МПа, $\sigma_p \sim 1200$ МПа за випробувань на вигін) незалежно від швидкості деформації, тоді як деформація до руйнування різко підвищується за умов малих швидкостей. Це сприяє поєднанню високої міцності та пластичності в умовах довготривалих випробувань в області робочих температур виробів. За малих швидкостей деформації, коли релаксаційні процеси охоплюють весь зразок, деформація відбувається за дислокаційно-двійниковим механізмом. За умов малих ступенів деформації (7%) переважає двійниковий механізм. Завдяки релаксаційним процесам в зоні контакту двійника γ -фази та α_2 -ламелі замість утворення тріщини відколу відбувається макроскопічний зсув α_2 -ламелей. За великих деформацій (32%) різко зростає концентрація дислокацій та формуються дислокаційні скупчення. Активізація механізму поперечного ковзання дислокацій на всіх ділянках зразка унеможливує зародження та розвиток крихких тріщин в тілі зерна на межах фаз та на границях полікристалів, що створює передумови для в'язкого ямкового механізму руйнування.

Ключові слова: γ -алюмініди титану, структура, міцність, пластичність, крихкопластичний перехід, температурна та швидкісна чутливість.

Вступ

Титан-алюмінідні інтерметаліди на базі фази γ -TiAl викликають підвищений інтерес як інноваційні високотемпературні надлегкі структуровані матеріали. В температурному інтервалі 600—800 °С ця група сплавів

© М. В. Ремез, Ю. М. Подрезов, В. І. Даниленко, М. І. Даниленко,
С.О. Фірстов, 2020

демонструє співставну та навіть дещо вищу питому границю плинності в порівнянні з широко впровадженими важкими нікелевими сплавами та сплавами на базі титану. Вони знаходять попит в аерокосмічній та автомобільній індустрії і тому слугують об'єктом всебічних досліджень, направлених на вдосконалення їх складу, структури та властивостей. Напрацювання останніх років привели до розвитку концепції сплавів нового 3-го покоління. Вони містять значну частку ніобію та молібдену (за першими літерами легуючих елементів утворено загальну назву “TNM-сплави”), що є β -стабілізаторами і позитивно впливають на кристалізацію та високотемпературну поведінку алюмінідів титану [1, 2]. Чергування прошарків γ -TiAl та α -фаз (Ti₃Al) утворює в литих та загартованих сплавах ламельну структуру. Співвідношення товщини γ - та α -ламелей визначається вмістом алюмінію в сплаві. Тому варіювання кількості алюмінію впливає на властивості сплаву в умовах низьких і підвищених температур. В наших попередніх роботах [3, 4] продемонстровано вплив вмісту алюмінію на структуру та властивості інтерметалідів на основі TiAl за кімнатної та помірних температур. В даній роботі головну увагу зосереджено на високотемпературній області.

Мета роботи — дослідити крихкопластичний перехід в перспективних сплавах TNM з різним вмістом Al (44 та 47% (ат.))^{*}.

Матеріали та методика

В роботі досліджували TNM-сплави з різним вмістом Al (44 та 47%), леговані β -стабілізаторами: ніобієм та молібденом. Хімічний та фазовий склади досліджених сплавів наведені в таблиці.

Механічні випробування проводили за схемою випробувань на триточковий згин [5]. Модернізація цієї схеми для класу інтерметалідів в області малих деформацій, де пружна складова співставна з пластичною [6], дозволила з незначною похибкою визначати міцність та пластичність з використанням пружного наближення. В цьому випадку первинну діаграму “зусилля—прогин” перераховували в криву “напруження—деформація” за формулами $\sigma = 3Pl / 2bh^2$, $\varepsilon = \frac{\delta hf}{L_0^2}$. Сплави випробували в діапазоні темпера-

тур 20—800 °C зі швидкостями деформації 10^{-3} , 10^{-4} та 10^{-5} с⁻¹. Експерименти здійснювали на випробувальній машині TermoTEST на зразках розміром 2 × 4 × 25 мм та зі швидкістю 10^{-5} с⁻¹ на розтяг на машині ПВ-3012 з тензометром для прецизійного вимірювання деформації.

Температуру холодноламокості T_x визначали як температуру різкого зростання пластичності. Структурні дослідження деформованих зразків виконували на трансмісійному електронному мікроскопі великого розрізнення.

Хімічний та фазовий склади досліджених сплавів

Номер сплаву	Хімічний склад	γ -AlTi, % (ат.)	α_2 -Ti ₃ Al, % (ат.)	β_0 -Ti, % (ат.)
1	Ti _{50,9} Al ₄₄ Nb _{3,5} Cr _{0,5} Mo ₁ B _{0,1}	53	40	7
2	Ti _{47,4} Al ₄₇ Nb ₄ Cr _{0,1} Mo ₁ B _{0,1}	80	14	6

^{*} Тут і далі вміст Al наведено в % (ат.).

Результати експерименту та їх обговорення

Температурні залежності механічних властивостей для сплавів з 44 та 47% Al, випробуваних на згин зі швидкістю деформації 10^{-4} с^{-1} наведено на рис. 1. Видно, що за кімнатної температури пластичність сплавів найнижча. Вона сягає 0,1—0,15% для сплаву з 44% Al, а для сплаву з 47% Al — 0,3%. В температурному інтервалі 300—600 °C пластичність зростає, відповідно, до 0,6 та 1,5% і практично не змінюється з температурою. З подальшим збільшенням температури відбувається значне підвищення пластичності. В цьому разі в сплав з 47% Al зростання пластичності спостерігається за температури на 100 °C раніше, ніж у сплав з 44% Al. Для сплавів з 44% Al $T_x = 750^\circ\text{C}$, для сплавів з 47% Al $T_x = 650^\circ\text{C}$. В цьому діапазоні температур міцність сплаву з 44% Al дещо вища, але з подальшим підвищенням температури до 850 °C цей сплав починає швидко знеміцнюватись, на відміну від сплаву з 47% Al.

У ході аналізу високотемпературних властивостей інтерметалідів автори зазвичай звертають увагу на аномальне зростання напруження плину зі збільшенням температури, яке є бажаним для практичного застосування, оскільки дозволяє зберігати високу міцність до високих температур. Фізичні причини, що визначають аномальне зростання напруження плину, можуть бути різноманітними і часто пов'язані з переходом дислокацій в нерухомий стан. Мессершмідт у роботі [7] виділяє три групи дислокаційних моделей: 1) формування сидячих дислокаційних конфігурацій завдяки певним непланарним конфігураціям ядра дислокацій; 2) механізм подвійного поперечного ковзання, коли сегменти гвинтової дислокації переповзають на іншу площину ковзання і вигинаються в цій площині, створюючи малорухомі дислокаційні сегменти з вигинами в різних площинах; 3) механізми гальмування дислокацій точковими дефектами завдяки утворенню малорухомих атмосфер в областях локального збурення ґратки навколо ядра дислокацій.

В роботах В. Імаєва та Г. Саліщева [8], присвячених фізичній трактовці в'язкокрихкого переходу в $\gamma\text{-TiAl}$, автори розглядають дві стадії цього явища: більш низькотемпературну (T_1), де відбувається збільшення пластичності, та високотемпературну ($T_2 = T_1 + \Delta T$), в якій реалізується зміна механізму руйнування. Перша контролюється термічно активованими релаксаційними процесами на границях зерен, друга — активацією релаксаційних процесів в середині зерен.

В наших модельних експериментах з динаміки дислокацій, котрі базуються на класичній моделі поведінки дислокацій біля вершини тріщини Райса—Томпсона [9], показано, що в пластичній зоні полікристалу [10] критичним явищем для швидкого розвитку деформаційних процесів є формування біля границь зерен *pile-up* з концентрацією напружень, яка достатня для запуску джерела дислокацій в наступному зерні. В цьому випадку різко змінюється конфігурація пластичної зони, прискорюється екранування напружень в голові тріщини та посилюються ефекти поглинання дислокацій тріщиною (відбувається її затуплення та поступове зростання). Екранування границями джерел дислокацій [11] веде до посилення схильності до переповзання та поперечного ковзання. Тобто границі зерен, дійсно, відіграють визначальну роль в формуванні пластичності.

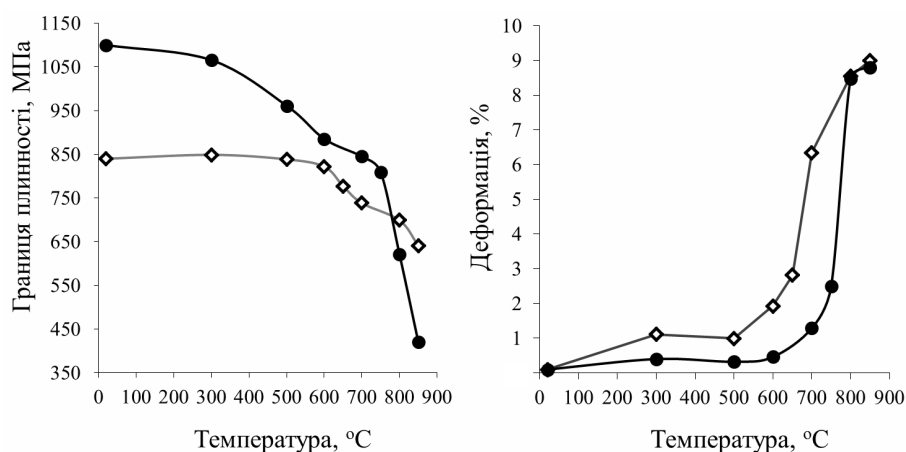


Рис. 1. Температурні залежності механічних властивостей (границі плинності та деформації до руйнування) досліджених сплавів з вмістом алюмінію 44 (●) та 47% (◇) зі швидкістю деформації 10^{-4} с^{-1} .

Важливо, що в інтервалі аномального зростання напруження плину в інтерметалідах спостерігається аномальне зменшення його швидкісної чутливості. Параметр швидкісної чутливості визначається як

$$S_R = (d \ln \sigma / d \ln \dot{\epsilon}) / T, \quad (1)$$

де $d \ln \sigma$ — зміна логарифма напруження; $d \ln \dot{\epsilon}$ — зміна логарифма швидкості деформації; T — температура випробувань.

Цей параметр зазвичай стає близьким до нуля поблизу піку напружень в сплавах γ -TiAl за температур 600—700 °C [12]. Практично це означає, що в робочому діапазоні температур, як з високими, так і з малими швидкостями навантаження, у матеріалі реалізуються надзвичайно високі напруження. Така незвичайна поведінка зберігається навіть за умов повзучості, де швидкості деформації на декілька порядків нижчі. Але мала швидкість руху дислокацій є також передумовою низької пластичності виробів у цьому промислово-важливому температурному інтервалі.

З підвищенням температури посилюється конкуренція між механізмами, що стримують рух дислокацій, і термодинамічними факторами, які сприяють поновленню руху. В кінці цього інтервалу зміна механізму руху дислокацій від формування бар'єрів Кіра—Вільсдорфа та динамічного деформаційного старіння (ДДС) до переповзання та поперечного ковзання дислокацій обумовлює падіння напруження плину та швидке зростання параметра S_R . В цьому ж температурному діапазоні слід очікувати на різке підвищення пластичності, оскільки, згідно з висновками фізичних моделей в'язкокрихкого переходу в тугоплавких та ковалентних кристалах [13], активація поперечного ковзання створює передумови для релаксації напружень в голові тріщини.

Через особливості релаксаційних процесів в інтерметалідах спостерігається певне неспівпадіння цих температурних інтервалів. Відоме явище чутливості температури в'язкокрихкого переходу (BDT) до збільшення швидкості деформації проявляється в γ -алюмінідах титану значно сильніше, ніж, наприклад, в тугоплавких металах [14, 15].

На рис. 2 наведено залежності деформації до руйнування від температури для різних швидкостей випробувань на згин досліджених сплавів γ -TiAl з вмістом 44 та 47% Al. Видно, що зі зменшенням швидкості деформації всього в 10 разів температура в'язкокрихкого переходу зменшується на 50—100 °С. В ОЦК металах таке зміщення температури холодноламкості спостерігається, якщо порівняти статичні випробування на згин з швидкісними випробуваннями на ударну в'язкість, тобто коли швидкість деформації змінюється у декілька тисяч разів [16]. Таку поведінку інтерметалідів можна пояснити підвищеною швидкісною чутливістю релаксаційних процесів, які визначають механізм руху дислокацій в цьому важливому температурному інтервалі. Відзначимо, що зміна швидкості деформації, перш за все, впливає на деформаційні характеристики, тоді як параметри зміцнення в цьому ж температурному інтервалі змінюються слабо.

На рис. 3 та 4 порівняно криві зміцнення, отримані за різних швидкостей деформації в області в'язкокрихкого переходу для сплавів з 47 та з 44% Al.

За температури 650 °С для сплаву з 47% Al криві зміцнення (рис. 3, а) співпадають в усьому діапазоні деформацій аж до моменту руйнування. Але деформація до руйнування зразка, що випробувався за великої швидкості, в 2 рази менша. За температури 700 °С (рис. 3, б) криві зміцнення співпадають лише за малих ступенів деформації, і після деформації 0,5% зразок, що деформувався з меншою швидкістю навантаження, продемонстрував меншу швидкість зміцнення та зруйнувався після деформації, що приблизно в 4 рази вища. За більш високої температури 800 °С (рис. 3, в) крива зміцнення зразка, що деформувався з малою швидкістю, в усьому діапазоні деформацій демонструє меншу швидкість зміцнення, але обидва зразки згинаються і не досягають руйнування за граничної для згину деформації 8%.

В сплаві з 44% Al (рис. 4) відбуваються подібні зміни, проте ефекти температурного впливу зміщені в область більш високих температур. За температури 700 °С криві зміцнення на початковій стадії (до 0,002) співпадають, але після подальшої деформації швидкість зміцнення зразка, що продеформований з малою швидкістю, зменшується. Деформація до руйнування цього зразка в 3 рази вища. Характер кривих подібний до наведеного на рис. 3, б для сплаву з 47% Al, але деформація до руйнування

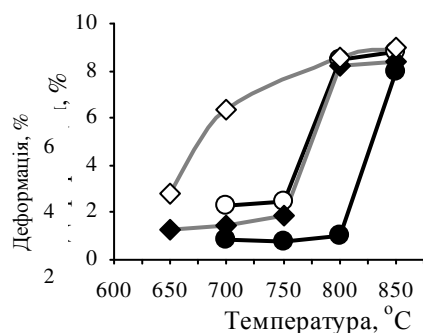


Рис. 2. Залежності деформації до руйнування досліджених сплавів від температури для різних швидкостей випробувань на вигин: ○ — зразок з 44% Al, $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$; ● — зразок з 44% Al, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; ◇ — зразок з 47% Al, $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$; ◆ — зразок з 47% Al, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

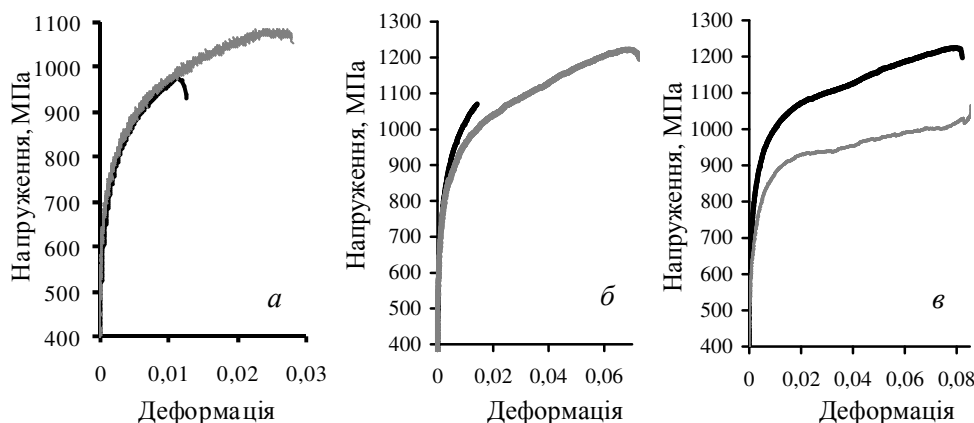


Рис. 3. Криві зміцнення сплавів з 47% Al, отримані за різних температур та швидкостей: *a* — 650 °C; *б* — 700 °C; *в* — 800 °C: — — $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; — — $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

в зразку, збідненому на Al, значно нижча. Найбільшу швидкісну чутливість демонструє сплав з 44% Al, що продеформований за температури 800 °C (рис. 4, б). Під час деформації зі швидкістю 10^{-3} с^{-1} зразок дуже швидко зміцнюється і руйнується, коли деформація досягає 1%. Після зменшення швидкості в 10 разів зміцнення зразка відбувається дуже повільно і він згинається без руйнування. За температури 850 °C (рис. 4, в) швидкість зміцнення за обох швидкостей деформації невелика (хоча за високої швидкості вона трохи вища) і руйнування не відбувається.

Таким чином, крім ефекту впливу швидкості деформації на деформацію до руйнування, проведені експерименти виявили швидкісну чутливість кривих зміцнення. Ця чутливість проявляється по-різному за різних температур в області в'язкокрихкого переходу. Для розуміння процесів, що відбуваються в області в'язкокрихкого переходу, важливо дослідити вплив ступеня деформації на значення термоактиваційного параметра S_R , визначеного за допомогою рівняння (1). На рис. 5 представлено залежності параметра S_R від деформації ϵ , отримані з перерахунку кривих, наведених на рис. 3 та 4.

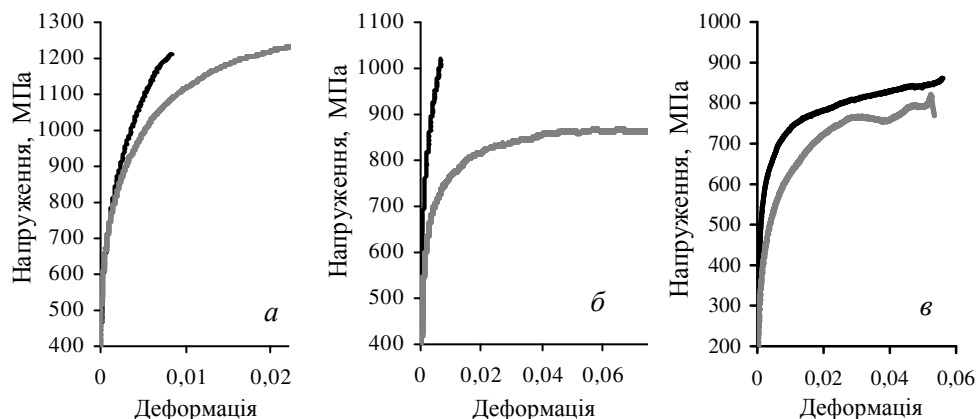


Рис. 4. Криві зміцнення сплавів з 44% Al, отримані за різних температур та швидкостей: *a* — 700 °C; *б* — 800 °C; *в* — 850 °C: — — $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; — — $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Збіг значень деформаційного напруження па початкових ділянках діаграм навантаження вказує на відсутність швидкісної чутливості зміцнення, тобто в цьому діапазоні $S_R = 0$. Зі збільшенням ступеня деформації активуються процеси, які впливають на поведінку дислокацій. В цьому разі ефективність їх дії тим вища, чим більший проміжок часу, тобто менша швидкість деформації. В роботах Аппеля [17, 18] вплив попередньої деформації на термоактиваційні процеси пояснюється зростанням кількості структурних дефектів (дислокаційних петель та вакансій), які збільшують вплив короткодіючих внутрішніх напружень на термоактиваційний рух дислокацій. В роботі М. Канжа зі співробітниками [19] звертається увага на чутливість до швидкості деформації кооперативних процесів зародження, розмноження та руху дислокацій. В цьому випадку активаційні процеси посилюються в разі створення розвинутих деформаційних структур.

Ці моделі пояснюють підвищення швидкісної чутливості кривої зміцнення зі збільшенням ступеня деформації. Проте вони не відповідають на питання, чому саме деформаційні характеристики є найбільш чутливими до зміни швидкості. Зокрема, для зразків з 47% Al, випробуваних за температури 650 °C, зі зміною швидкості деформації не спостерігається жодних відмінностей в зміцненні, тобто $S_R = 0$ на всій ділянці діаграми, проте деформація до руйнування відрізняється суттєво.

За температури 700 °C за незначних змін напруження (~10%) деформація змінюється багаторазово. На нашу думку, цей ефект можна пояснити локальністю (малими масштабами) процесів, що визначають поведінку тріщин в області в'язкокрихкого переходу. Перші ознаки зміни механізму руху дислокацій в пластичній зоні докорінно змінюють поведінку тріщин, але через локальність цих процесів практично не змінюється макроскопічне зміцнення матеріалу. З підвищенням температури випробувань з'являються певні макроскопічні ознаки впливу швидкості деформації на напруження, але слід визнати, що й ці ефекти ще довгий час залишаються незначними після суттєвого збільшення пластичності.

Таке “відставання” в температурній чутливості параметрів міцності має важливі практичні наслідки. Біля верхньої межі працездатності

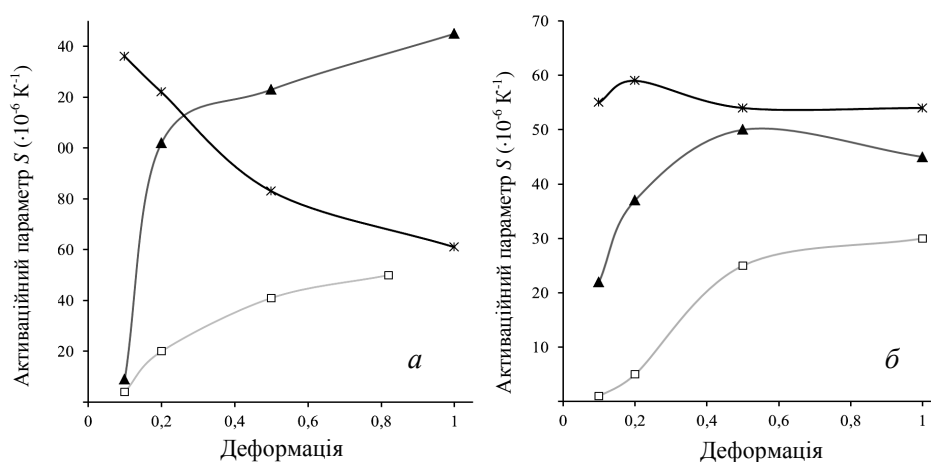


Рис. 5. Залежності термоактиваційного параметра від деформації для досліджених сплавів з 44 (а) і 47% Al (б) та за різних температур (°C): □ — 700; ▲ — 800; * — 850.

γ -алюмінідів титану існує температурна область, де значення напружень залишається високим ($\sigma_{0,2} \sim 700$ МПа, $\sigma_b \sim 1200$ МПа за випробувань на вигін) незалежно від швидкості деформації, тоді як деформація до руйнування різко підвищується в діапазоні малих швидкостей. Це сприяє поєднанню високої міцності та пластичності під час довготривалих випробувань. Враховуючи локальність фізичних явищ, що визначають таку поведінку, підтвердження запропонованих механізмів потребує ретельних структурних досліджень.

Вплив попередньої деформації на структурні перебудови був проаналізований за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії. Досліджувався сплав з 47% Al, продеформований на розтяг за температури 700 °C зі швидкістю 10^{-5} с^{-1} . За цих умов деформування в зразку відбувається шийкоутворення (рис. 6). Фотометрування зразка показало, що в області рівномірної деформації зразок звужується на 7%, тоді як в області шийки деформація сягає 32%. Просвічуючу електронну мікроскопію проводили на зразках, що вирізані з цих ділянок.

На рис. 7 наведено фрагменти мікроструктури на ділянці рівномірної деформації. Мікроструктура сплаву складається з ламелей α_2 - і γ -фаз. Товщина γ -ламелей сягає 200 нм, що добре видно на рис. 7, а. Ламелі α_2 приблизно в 10 разів тонші за ламелі γ (рис. 7, б). Це відповідає співвідношенню вмісту фаз γ та α_2 , визначеного з даних рентгенівського аналізу (таблиця). Локальний спектральний аналіз показав, що у складі γ -ламелей присутні 52—54% Ti та 44—46% Al, в α_2 -ламелях — 60—62% Ti та 35—37% Al. Деформація зразка відбувається за дислокаційно-двійниковим механізмом, що характерно для сплавів TNM з ламельною структурою [17, 18]. В найбільш сприятливо-орієнтованих ламелях виявлено велику кількість залишкових двійників (рис. 7, а). Окремі дислокації на початкових етапах деформації не спостерігаються. Щоб охопити макродеформацією весь зразок, важливим є перехід деформації через більш тверду та крихку α_2 -фазу без руйнування границі розподілу між фазами. На рис. 7, б видно, що за малих швидкостей деформації в напружених ділянках встигають відбутися релаксаційні процеси і замість утворення тріщини відколу має місце макроскопічний зсув α_2 -ламелей. Завдяки цьому деформація поширюється в сусідні області і, як наслідок, відбувається подальша макродеформація зразка без його руйнування до стадії шийкоутворення.

Деформаційна субструктура зразка в області шийки наведена на рис. 8. Зі збільшенням ступеня деформації до 32% процес двійникування охоплює практично всі γ -ламелі. В деяких з ламелей деформація двійникуванням відбувається в двох кристалографічних площинах (рис. 8, а). Але одночасно різко зростає концентрація дислокацій та формуються дислокаційні скупчення (рис. 8, б). З одного боку, наявність цих структурних



Рис. 6. Шийкоутворення в зразку з 47% Al, продеформованому на розтяг за температури 700 °C зі швидкістю 10^{-5} с^{-1} .

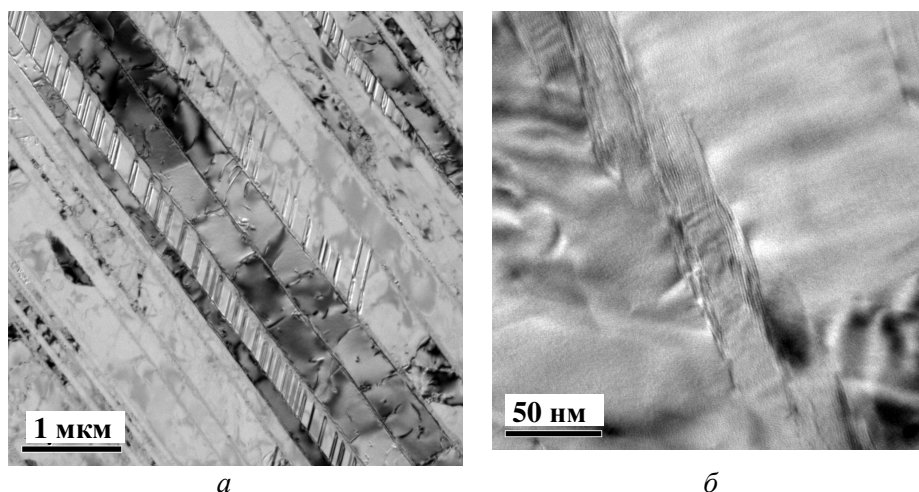


Рис. 7. Мікроструктура в області рівномірної деформації зразка γ -TiAl з 47% Al, випробуваного на розтяг за температури 700 °С, $\epsilon = 10^{-5} \text{ с}^{-1}$: *а* — двійникова структура; *б* — зсув α_2 -ламелей.

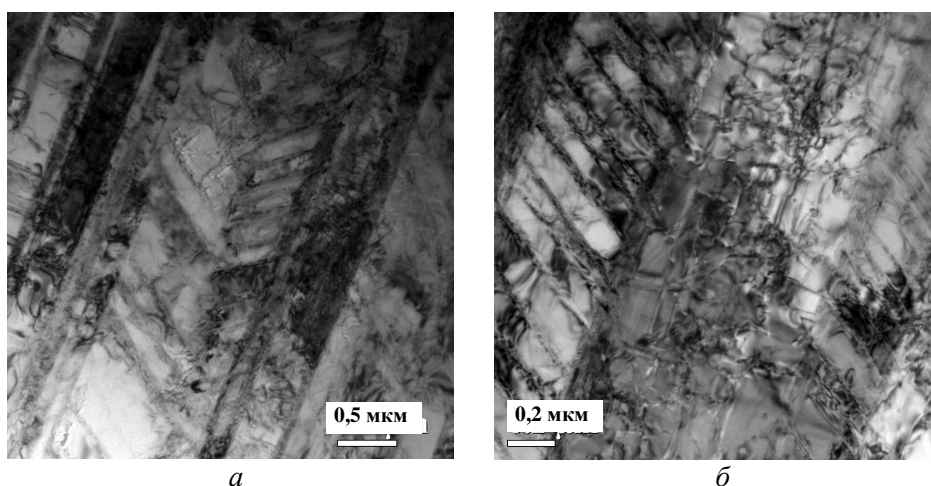


Рис. 8. Мікроструктура в області шийки зразка γ -TiAl з 47% Al, випробуваного на розтяг за температури 700 °С, $\epsilon = 10^{-5} \text{ с}^{-1}$: *а* — двійникування у двох кристалографічних площинах; *б* — дислокаційні скупчення в γ -ламелях.

елементів свідчить про реалізацію в цих умовах механізму поперечного ковзання, який, як вже зазначалося, є сприятливим для релаксації напружень під час зародження та розвитку крихких тріщин. З іншого — рух таких дефектів супроводжується утворенням великої кількості вакансій, які сприяють ямкоутворенню у випадку, коли механізм руйнування в'язкий.

Ці результати формально підтверджують висновок авторів робіт [14, 16] про те, що зміна характеру деформаційної структури в ламельних сплавах γ -TiAl від переважно двійникової до дислокаційної відбувається за деформації 7%. Але наступна теза про те, що саме ця зміна є причиною переходу від відколу до ямкового руйнування, потребує уточнення. Має сенс стверджувати, що за деформації вище 7% посилюється роль дислокацій в макродеформації, але зміну механізму деформації слід пов'язувати з

активізацією механізму поперечного ковзання дислокацій на всіх ділянках зразка. Це унеможливило зародження та розвиток крихких тріщин в тілі зерна як на границях між фазами, так і на границях зерен, що й створює передумови для в'язкого ямкового механізму руйнування.

Висновки

В умовах підвищених температур границі зерен сприяють утворенню дислокаційних скупчень в пластичній зоні з такою концентрацією напружень, яка достатня для активації джерел Франка—Ріда, та виходом пластичної зони за межі окремого зерна. Це різко прискорює релаксаційні процеси поблизу тріщини та створює передумови для розвитку макродеформації. Вихід пластичної зони за межі окремого зерна змінює її конфігурацію та розподіл напружень, гальмуючи розповсюдження тріщини. Чутливість дислокаційних скупчень в пластичній зоні до швидкості деформації є передумовою для збільшення швидкісної чутливості граничної деформації. Локальність релаксаційних процесів біля вершини тріщин веде до більш високої швидкісної чутливості характеристик пластичності.

“Відставання” в температурній чутливості параметрів міцності має важливі практичні наслідки. Біля верхньої межі працездатності γ -алюмінідів титану існує температурна область, де значення напружень залишається високим (границя плинності $\sigma_{0.2} \sim 700$ МПа, $\sigma_p \sim 1200$ МПа за випробувань на вигин) незалежно від швидкості деформації, тоді як деформація до руйнування різко збільшується за малих швидкостей. Це сприяє поєднанню високої міцності та пластичності в ході довготривалих випробувань.

За малих швидкостей деформації, коли релаксаційні процеси охоплюють весь зразок, деформація відбувається за дислокаційно-двійниковим механізмом. За малих ступенів (7%) деформації переважає двійниковий механізм. Завдяки релаксаційним процесам в області взаємодії двійника γ -фази та α_2 -ламелі замість утворення тріщини відколу відбувається макроскопічний зсув α_2 -ламелей. За великих деформацій (32%) різко зростає концентрація дислокацій та формуються дислокаційні скупчення. Активізація механізму поперечного ковзання дислокацій на всіх ділянках зразка унеможливило зародження та розвиток крихких тріщин в тілі зерна на границях між фазами або на границях полікристалів, що створює передумови для в'язкого ямкового механізму руйнування.

Список літератури

1. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013. Vol. 15. P. 191—215.
2. Mayer S., Erdely P., Dieter F., Holec D., Kasthuber M., Klein T. and Clemens H. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys. From Fundamental Research to Application *Adv. Eng. Mat.* 2017. P. 1—27.
3. Подрезов Ю.М., Холявко В.В., Ремез М.В., Прокопчук М.Д. Температурна та швидкісна чутливість механічних властивостей сплавів TiAl. *World Science*. November 2019. Vol. 1, No. 11 (51). P. 25—31.
4. Ремез М.В., Подрезов Ю.М., Бондар А.А., Вітусевич В.Т., Хехт У., Циганенко Н.І., Білоус О.О., Петюх В.М. Структура та властивості сплавів на основі TiAl, легованих ніобієм та титаном. *Порошковая металлургия*. 2011. № 7/8. С. 23—46.
5. Трефилов В.М., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. К.: Наук. думка, 1975. 315 с.

6. Подрезов Ю.М., Вербило Д.Г., Даниленко В.І. Экспрес-метод прогнозування довготривалої міцності та опору повзучості в високотемпературних сплавах на основі титану. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. К.: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2018. Вип. 24. С. 35—46.
7. Messerschmidt U. *Dislocation Dynamics During Plastic Deformation*. Springer Ser. In Mat. Sci., 2010. 503 p.
8. Imaev V.M., Imaev R.M., Salishchev G. On two stages of brittle-to-ductile transition in TiAl intermetallic. *Intermetallics*. 2000. Vol. 8 (1). P. 1—6.
9. Rice J.R., Thomson R. Ductile versus brittle behaviour of crystals. *Phil. Mag.* 1974. Vol. 29. P. 73—97.
10. Борисовская Е.М., Подрезов Ю.Н., Коваль А.Ю. Структурная чувствительность трещиностойкости молибдена. *Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении*. К.: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2016. Вип. 18. С. 110.
11. Фирстов С.А., Борисовская Е.М., Подрезов Ю.Н. Динамика дислокаций в поликристалле при наличии дисклинационной стенки. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. К.: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2015. Вип. 21. С. 7—13.
12. Kawabata T., Kanai T., Izumi O. Positive temperature dependence of the yield stress in TiAl L₁ type superlattice intermetallic compound single crystals at 293—1273 K. *Acta Metall.* 1985. Vol. 33, No. 7. P. 1355—1366.
13. Roberts S.G., Booth A.S. and Hirsch P.B. Dislocation activity and brittle-ductile transitions in single crystals. *Mat. Sci. & Eng.* 1994. Vol. A176. P. 91—98.
14. Wang Yu., Lin T.L. Brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in a two-phase titanium aluminide with near lamellar microstructure. *J. Mat. Sci.* 1999. Vol. 34. P. 3155—3159.
15. Wang Yu., Lin T.L. The effect of boron addition on brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in gamma titanium aluminide. *J. Mat. Sci.* 2000. Vol. 35. P. 3083—3089.
16. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. *Структура металла и хрупкость стальных изделий*. Киев: Наук. думка, 1985. 266 с.
17. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys. *Sci. and Technology*. Weinheim, 2011. 745 p.
18. Appel F., Clemens H., Fischer F.D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides. *Progress in Mater. Sci.* 2016. Vol. 81. P. 55—124.
19. Khantha M., Vitek V., Pope D. Strain-rate dependence of the brittle to ductile transition temperature in TiAl. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2001. Vol. 646. P. 217—232.

References

1. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013. Vol. 15. P. 191—215.
2. Mayer S., Erdely P., Dieter F., Holec D., Kasthuber M., Klein T. and Clemens H. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys. From Fundamental Research to Application *Adv. Eng. Mat.* 2017. P. 1—27
3. Podrezov Yu.M., Kholiavko V.V., Remez M.V., Prokopchuk M.D. Temperaturna ta shvydkisna chutlyvist mekhanichnykh vlastyvostei splaviv TNM [Temperature and rate sensitivity of mechanical properties of TNM alloys]. *World Science*. November 2019. Vol. 1, No. 11 (51). P. 25—31 [in Ukrainian].
4. Remez M.V., Podrezov Yu.M., Bondar A.A., Vitusevych V.T., Khekht U., Tsyhanenko N.I., Bilous O.O., Petiukh V.M. Struktura ta vlastyivosti splaviv naosnovi TiAl, lehovanykh niobiiem i tantalum [Structure and properties of titanium aluminides, alloyed by niobium and tantalum]. *Poroshkovaia metallurhiya*. 2011. No. 7/8. P. 25—46 [in Ukrainian].
5. Trefylov V.Y., Mylman Yu.V., Fyrstov S.A. *Fyzycheskiye osnovy prochnosti tuhoplavkykh metallov* [Physical foundations of the strength of refractory metals]. К.: Nauk. dumka. 1975. 315 p. [in Russian].
6. Podrezov Yu.N., Verbylo D.H., Danylenko V.I. Ekspres-metod prohnozuvannia dovhotryvaloї mitsnosti ta oporu povzuchosti v vysokotemperaturnykh splavakh na osnovi tytanu [Express method for predicting of long-term strength and creep resistance for high-temperature titanium-based alloys]. *Elektronnaia mykroskopiya y prochnost materyalov*. Kiev: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2018. Issue 24. P. 35—46 [in Ukrainian].
7. Messerschmidt U. *Dislocation Dynamics During Plastic Deformation*. Springer Ser. in Mat. Sci., 2010. 503 p.

8. Imayev V.M., Imayev R.M., Salishchev G.A. On two stages of brittle-to-ductile transition in TiAl intermetallic. *Intermetallics*. 2000. No. 8 (1). P. 1—6.
9. Rice J.R., Thomson R. Ductile versus brittle behaviour of crystals. *Phil. Mag.* 1974. Vol. 29. P. 73—97.
10. Borysovskaia E.M., Podrezov Yu.M., Koval A.Yu. Strukturnaia chuvstvytelnost treshchy-nostoikosty molybdenu [Structural sensitivity of fracture toughness of molybdenum]. *Matematycheskiye modeli y vychyslytelnyi eksperyment v materialovedenii*. Kiev: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainy. 2016. Issue 18. P. 110 [in Russian].
11. Fyrstov S.A., Borysovskaia E.M., Podrezov Yu.M. Dynamika dyslokatsyi v polykrystalle pry nalychyy dysklynatsyonnoi stenky [Dislocation dynamics in a polycrystal with disclination wall]. *Elektronnaia mykroskopiya y prochnost materialov*. Kiev: In-t probl. materialovedeniya NAN Ukrainy. 2015. Issue 21. P. 7—13 [in Russian].
12. Kawabata T., Kanai T., Izumi O. Positive temperature dependence of the yield stress in TiAl L₁ type superlattice intermetallic compound single crystals at 293—1273 K. *Acta Metall.* 1985. Vol. 33, No. 7. P. 1355—1366.
13. Roberts S.G., Booth A.S. and Hirsch P.B. Dislocation activity and brittle-ductile transitions in single crystals. *Mat. Sci. & Eng.* 1994. Vol. A176. P. 91—98.
14. Wang Yu., Lin T.L. Brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in a two-phase titanium aluminide with near lamellar microstructure. *J. Mat. Sci.* 1999. Vol. 34. P. 3155—3159.
15. Wang Yu., Lin T.L. The effect of boron addition on brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in gamma titanium aluminide. *J. Mat. Sci.* 2000. Vol. 35. P. 3083—3089.
16. Meshkov Yu.Ia., Pakharenko H.A. *Struktura metalla y khrupkost stalnykh yzdelyi* [Metal structure and brittleness of steel products]. Kyev: Nauk. dumka, 1985. 266 p. (in Russian).
17. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys. *Sci. and Technology*. Weinheim, 2011. 745 p.
18. Appel F., Clemens H., Fischer F.D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides. *Progress in Mater. Sci.* 2016. Vol. 81. P. 55—124.
19. Khantha M., Vitek V., Pope D. Strain-rate dependence of the brittle to ductile transition temperature in TiAl. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2001. Vol. 646. P. 217—232.

Brittle-ductile transition of titanium aluminides, alloyed by β -phase stabilization elements

M. V. Remez, Yu. M. Podrezov, V. I. Danylenko, M. I. Danylenko, S. O. Firstov

The temperature, structural, and rate sensitivity of the plasticity characteristics in γ -titanium aluminides with different Al contents, doped with β -phase stabilization elements, are studied. Particular attention is paid to dislocation mechanisms that control the brittle-plastic transition. The main role of grain boundaries in the formation of plasticity characteristics is demonstrated. At low temperatures, the grain boundaries stop propagation of brittle transgranular cracks and confine the development of the plastic zone beyond the boundaries of an individual grain, creating the prerequisites for fracture in the microdeformation level. At elevated temperatures, the boundaries contribute to the formation of dislocations pile-up in the plastic zone with a stress concentration required to set off the Frank-Reed sources and the displacement of the plastic zone beyond the boundaries of an individual grain, changing its configuration and stress distribution and inhibiting the propagation of cracks. Acceleration of relaxation processes in the vicinity of the crack's tip creates the prerequisites for the development of macrodeformation. Local relaxation processes at the crack's tip contribute to high speed sensitivity of the plasticity characteristics. This effect has important practical consequences, since there is a temperature region near the upper working temperature of γ -TiAl alloys, where the stress value remains high (yield strength $\sigma_{02} \sim 700$ MPa and ultimate stress $\sigma_{u1} \sim 1200$ MPa at bending tests) regardless of the strain rate, while deformation sharply increases at low speeds. As a result, it is possible to achieve a combination of high strength and ductility during creep tests. In samples tested by tension with low speed (10^{-5} s⁻¹) the neck formation takes place. Deformation occurs by the dislocation-twinning mechanisms. At small deformations (7%) a twinning mechanism is preferable. Concentration of dislocations sharply increases at large deformations (32%) with formation of dislocation clusters. Stress relaxation on the boundary between γ -phase twins and α_2 -lamella, occurs by macroscopic shift on α_2 -lamella.

Keywords: γ -titanium-aluminides, structure, strength, plasticity, brittle-ductile transition, temperature and rate sensitivity.