

Дослідження механізмів руйнування сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn

О. М. Іванова, Ю. М. Подрезов, І. Д. Горна, Я. І. Євич,
І. Ю. Окунь

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
Київ, e-mail: iv4103@gmail.com

*Досліджено процес руйнування в однофазному Ti_3Sn , складу $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ та гетерогенному сплаві $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ на базі Ti_3Sn з евтектикою ($Ti_3Sn + Ti_3Si_3$) методом тріточкового згину зразка з тріщиною та *in situ* спостереженням деформованої поверхні. Встановлено, що зародження і розвиток тріщини здійснюються за містковим механізмом, який зумовлений впливом двійників. Під дією напружень інтенсивно відбувається самоакомодація двійників в кожному зерні відповідно до його кристалічної орієнтації. Мікротріщини зароджуються на границях зерен, які є бар'єрами для двійників. В процесі свого розвитку тріщина створює попереду зону деформації шляхом переорієнтації двійників. Подолання тріщиною такої конфігурації потребує великих енергетичних витрат.*

Ключові слова: інтерметалід титану, структура $D0_{19}$, мартенситне перетворення, механічні властивості, руйнування.

В роботах [1—5] показано, що інтерметалід Ti_3Sn зазнає мартенситного перетворення при температурі, близькій до кімнатної, через що демонструє незвичні механічні властивості. Дослідження інтерметаліду Ti_3Sn стехіометричного складу та двофазних сплавів $Ti + Ti_3Sn$ методами динамічного механічного аналізу [1, 2] та статичні випробування на чотириточковий згин [3, 4] виявили надзвичайно низьке значення модуля пружності (7—10 ГПа), що є аномальною величиною для інтерметаліду із впорядкованою надструктурою $D0_{19}$ та високою температурою плавлення (1670 °C). Причиною такої поведінки може бути самоакомодація двійників мартенситної структури, яка відбувається легко під дією напруження і конкурує з пружною деформацією матеріалу. Внесок "двійникової" компоненти обумовлює залежність вимірюваного модуля пружності від частоти у динамічних експериментах [1, 2] та ефект псевдоеластичності [5]. В роботах [1, 2] визначено високу демпфуючу ємність інтерметаліду Ti_3Sn , що у поєднанні з високою корозійною стійкістю та прийнятними пластичністю і міцністю робить перспективним застосування його в якості демпфуючого матеріалу.

Особливості механізмів руйнування матеріалів з мартенситним перетворенням викликані інтенсифікацією перетворення в області концентрації напруги та самоакомодацією двійників біля вершини тріщини. Це уповільнює рух тріщини і у багатьох випадках призводить до утворення містків (bridgings). З утворенням містків спостерігається руйнування в матеріалах, в яких деформація відбувається за участю двійників. Зокрема, в алюмініді $\gamma-TiAl$ з кубічною кристалічною структурою $L1_0$ руйнування здійснюється за змішаним механізмом — інтер- і транскриста-

літним, але із суттєвим переважанням останнього [6, 7]. Утворення тріщин на границі зерен у випадку TiAl призводить до місткування, що уповільнює рух тріщини і збільшує тріщиностійкість.

За результатами дослідження процесу руйнування однофазного γ -TiAl сплаву Ti—47,9Al—2Cr—2Nb методами трансмісійної та скануючої електронної мікроскопії (ТЕМ і СЕМ) в роботі [7] запропоновано оригінальний механізм зародження і зупинки тріщини. При створенні внутрішнього напруження в матеріалі утворюються деформаційні двійники, які здійснюють пластичну деформацію в γ -TiAl. Можливість її передачі з одного зерна в інше залежить від геометричного узгодження систем ковзання і двійникування у двох сусідніх зернах. В такому матеріалі передача деформації ускладнена через малу кількість дозволених систем двійникування і ковзання та недостатню мобільність двійників. Тому деформаційні двійники в γ -TiAl створюють розтягуючі напруження поблизу границі зерна, які призводять до утворення мікротріщини (рис. 1).

Мікротріщини розвиваються по периметру зерна, релаксуючи напруження, створене двійниками. Вони підрастають не миттєво, а по мірі концентрації напружень на границі, викликаній двійниками деформації. Більш того, тріщина згодом затуплюється через формування зони пластичної деформації на своєму шляху. В ній утворюється нова конфігурація двійників, яка ускладнює розвиток тріщини, спричиняє концентрацію напружень в глибині пластичної зони і зумовлює утворення нових мікротріщин за наведеним механізмом в місцях зустрічі сформованих тріщиною двійників з бар'єрами, зокрема з границями інших зерен.

Таким чином, розвиток однієї тріщини призводить до зародження нових і, зрештою, до місткування, через що тріщиностійкість в межах поширення окремої мікротріщини є відносно малою. У той же час енергетичні витрати, які необхідні для розриву містків, є суттєво більшими, що і призводить до значного зростання загальної тріщиностійкості сплаву [8].

Містки між тріщинами неодноразово спостерігали автори роботи [5] на боковій поверхні зразків сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn , випробуваних на стиснення до ступеней деформації, що не приводили до втрати суцільності зразка.

Мета даної роботи — дослідити процес руйнування в сплавах на основі інтерметаліду Ti_3Sn у випробуваннях на згин. Об'єктами дослідження були сплав $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$, що є твердим розчином Zr в Ti_3Sn , та евтектичний двофазний сплав $Ti_3Sn + e(Ti_3Sn + Ti_5Si_3)$ складу $Ti_{10}Sn_{21}Si_{10}$.

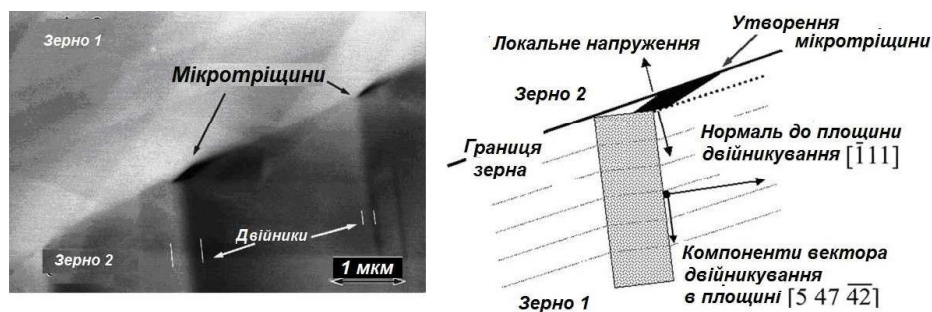


Рис. 1. Утворення мікротріщини на границі зерна в γ -TiAl [7].

Матеріали та методи дослідження

Сплави одержували з хімічно чистих речовин електродуговим плавленням з використанням вольфрамового електроду на мідному охолоджуваному водою поді у атмосфері аргону, який додатково очищували розплавленим титановим геттером. Для отримання гомогенних за складом зразків їх тричі перевертали та переплавляли.

Механічні випробування на стиснення проводили на машині CERAMTEST, випробування зразків з надрізом на триточковий згин — на спеціальній машині, додатково обладнаній оптичним мікроскопом. Для спостереження за процесом розповсюдження тріщини використовували мікроскоп ЛОМО МЕТАМ Р-1 з монохроматичним освітленням. Триточковий згин зразків здійснювали за допомогою навантажуючого пристрою з електричним приводом і спеціальним реверсивним пристроєм. Схема навантаження зображена на рис. 2; швидкість рухливого захвату становила 0,25 мм/хв.

Поверхні руйнування зразків досліджені методом СЕМ на приладі Superprobe-733, JEOL.

Результати дослідів

Дослідження механічної поведінки інтерметаліду $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$

За результатами СЕМ (у відбитих електронах), сплав хімічного складу $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ є однофазним інтерметалідом Ti_3Sn . Динамічний механічний аналіз показав, що зразок зазнає мартенситного перетворення при температурі 45 °С. При цьому значення модуля Юнга становить 11,7 ГПа. Зворотне перетворення відбувається при температурі 62 °С, а значення модуля пружності є дещо нижчим — 10,6 ГПа. За кімнатної температури сплав перебуває в мартенситному стані і має модуль Юнга ~15 ГПа (рис. 3).

Випробування на стиснення в інтервалі температур 20—800 °С показали зміну механічних властивостей зразків (сплаву) при досягненні температури мартенситного перетворення [4]. Так, при 20 °С інтерметалід демонструє дуже низьку границю плинності — 112 МПа (таблиця) та велику деформацію до руйнування (>60%). При температурі 200 °С границя плинності зростає до 377 МПа, а деформація до руйнування знижується до 1,5%.

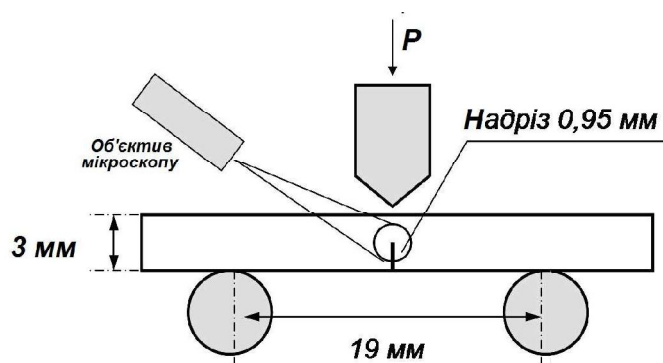


Рис. 2. Схема навантаження при випробуванні на триточковий згин.

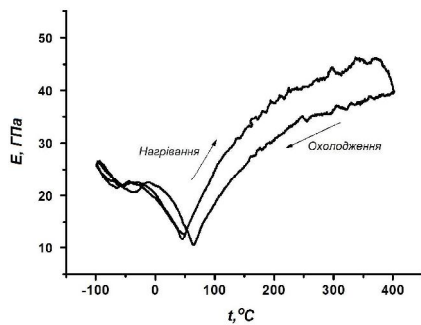


Рис. 3. Температурна залежність модуля пружності сплаву $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ під час прямого та зворотнього перетворень.

Механічні властивості сплаву $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ [3]

Температура, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_T , МПа	ϵ , %
20	112	770	>60*
200	377	388	1,5
400	322	406	10
600	394	489	8
800	376	400	15

*Зразок не зруйнувався.

Кардинальна зміна механічної поведінки пояснюється зміною структури матеріалу, яка відбувається внаслідок фазового перетворення. Зростання границі плинності та пластичності при збільшенні температур є типовим для інтерметалідів із структурою $D0_{19}$ та $L1_0$ (системи $Ti-Al$, $Ni-Sn$), що зумовлено особливостями руху дислокацій [9]. Таким чином, за кімнатної температури сплав перебуває в мартенситному стані, демонструє велику пластичну деформацію до руйнування і при стисненні >50% не утворює магістральної тріщини.

Для вивчення деформаційної поведінки при стисненні до малих ступенів деформації проведено випробування зразків із шліфованою боковою поверхнею. Як видно на СЕМ мікрофотографіях бокової поверхні зразків (рис. 4), вже при деформації 0,34% з'являються окремі мікротріщини, які переважно зосереджені в області границь зерен (рис. 4, а). При подальшому навантаженні до ступеня деформації ~3,4% ці мікротріщини дещо збільшуються, а тріщини біля границь зерен затуплюються і практично не зростають. Натомість з'являються тріщини в тілі зерна, які мають специфічний вигляд, представлений на рис. 4, б, в. Тріщина являє собою колонію паралельних мікротріщин, які розділені відносно тонкими містками. Це може свідчити про те, що ріст тріщини відбувається поступово і є менш енергетично вигідним, ніж утворення нової тріщини. Рельєф шліфованої поверхні біля вершини тріщини вказує на суттєву пластичну деформацію. На рис. 4, в видно двійникові деформаційні полоси, які є перпендикулярними рухові тріщини.

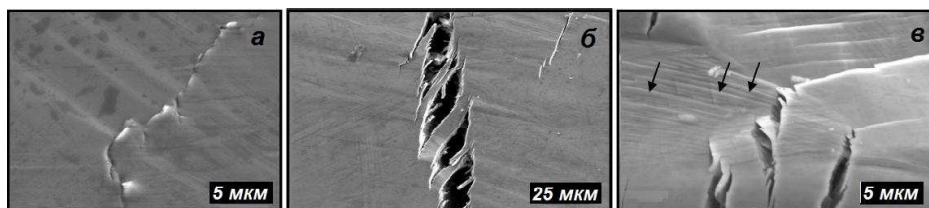


Рис. 4. Бокова поверхня зразка сплаву $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$, стисненого до деформації 0,34 (а) і 3,4% (б, в). Чорними стрілочками показано деформаційні полоси, утворені двійниками.

Дослідження руху тріщини в сплаві $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ при триточковому згині

Результати випробування сплаву $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ на триточковий згин з попередньо введеною тріщиною представлені на рис. 5 та 6. На діаграмі навантаження видно, що матеріал руйнується поступово впродовж тривалого часу (більш як 1000 с), що значно відрізняє його від поведінки більшості інтерметалідів, яким властиве швидке катастрофічне руйнування. Для аналізу закономірностей розповсюдження тріщини зіставлено діаграма навантаження (рис. 5) та мікрофотографії, які фіксували зміну структури під час навантаження через кожні 2 с (рис. 6). Процес деформації та руйнування можна умовно поділити на чотири етапи, в межах яких на діаграмі виділено найхарактерніші точки (рис. 5) та наведено відповідні їм мікроструктури (рис. 6).

При малих навантаженнях зразок деформується пружно (рис. 5, зона I) і змін у структурі матеріалу не спостерігається (точка 1). Перегин на діаграмі навантаження і відхилення від лінійної залежності (зона II) свідчать про початок псевдоеластичної поведінки, яка відображає процес самоакомодатії двійників під дією напружень і супроводжується появою деформаційного рельєфу — характерних двійникових полос (точка 2). На рис. 6 (точки 2 і 3) видно, що схильність до двійникування залежить від орієнтації зерна. Це зумовлено анізотропією механічних властивостей досліджуваного інтерметаліду і складністю передачі деформації від одного зерна до іншого.

На рис. 6 (точка 3) видно декілька мікротріщин, які виникають з вершини надрізу вздовж границь найбільш деформованого зерна. Подальше збільшення навантаження (зона III) призводить до повільного зростання цих тріщин (точка 4) та утворення нових малих тріщин на границі зерен. Одночасно з'являються тріщини в тілі зерна, які, на відміну від міжзеренних, розвиваються швидко і затуплюються ще в середині зерна. Транскристалітні тріщини утворюються в незначній кількості і не спричиняють кардинальної зміни діаграми навантаження.

При подальшому зростанні навантаження відбуваються розвиток і об'єднання інтеркристалітних тріщин. Поява відносно великої магістральної тріщини відповідає максимальному навантаженню на діаграмі на рис. 5. Подальше утворення нових тріщин і їх об'єднання з магістральною веде до зменшення загального навантаження. Цей момент відповідає початку наступного етапу руйнування (зона IV). Нові тріщини

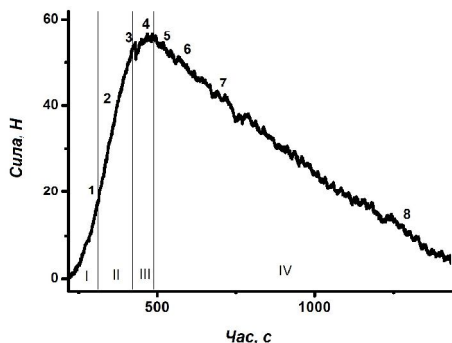


Рис. 5. Діаграма навантаження зразка $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ з надрізом, випробуваного на триточковий згин. Деформація зразка під час випробування відбувалась в кілька етапів, яким на діаграмі навантаження відповідають зони, позначені римськими цифрами. Арабські цифри позначають точки, у яких відбувалось спостереження мікроструктури. Відповідні мікрофотографії структури наведено на рис. 6.

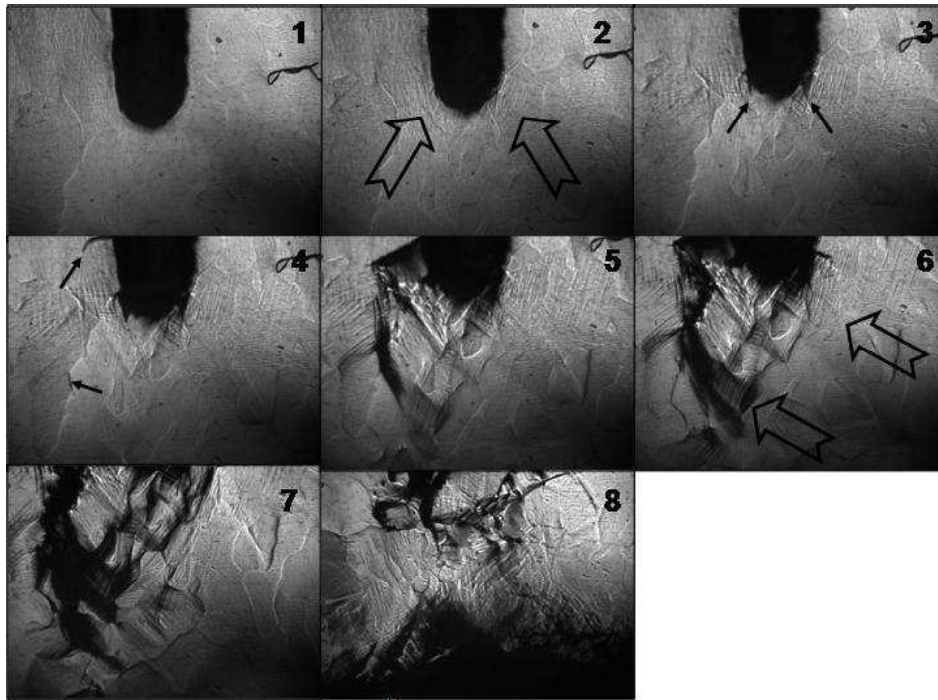


Рис. 6. Зміна мікроструктури і розповсюдження тріщини в зразку $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ при випробуванні на триточковий згин за $20\text{ }^{\circ}C$. Номер кадру відповідає точкам на діаграмі навантаження (рис. 5). Чорними стрілочками позначено тріщини, а прозорими — двійникові деформаційні смуги.

з'являються в глибині пластичної зони, як правило, на границі сильно деформованих зерен; їх утворення супроводжується характерним двійниковим рельєфом. Ці тріщини швидко затуплюються і при подальшій деформації вони поведуться як окремі концентратори напружень (точка 5). Їх подальше об'єднання проходить при значно більшій деформації (точка 6).

Таким чином, процес зародження тріщини в сплаві $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ відбувається легше і є енергетично вигіднішим, ніж її розвиток. Такий механізм формування магістральної тріщини призводить до нерівномірного і повільного її поширення, що супроводжується сильною деформацією (точка 7). Тріщина часто затуплюється, змінює свій напрям і утворює містки, схожі до спостережених раніше в експериментах на стиснення. Рельєф матеріалу в околі затуплених мікротріщин являє собою деформаційну двійникову структуру з переважним розташуванням тріщин вздовж границь зерен матеріалу. На заключній стадії деформування (точка 8) відбувається поступове поширення макротріщини і значне її затуплення, яке уповільнює остаточне руйнування зразка.

Дослідження руху тріщини в інтерметалідному евтектичному сплаві $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$

В даній роботі досліджували механізм деформації евтектичного сплаву $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ на базі інтерметаліду Ti_3Sn з евтектикою ($Ti_3Sn + Ti_5Si_3$), який також має аномально низький модуль пружності ($E \sim 38\text{ ГПа}$), але є суттєво міцнішим ($\sigma_T \sim 500\text{—}800\text{ МПа}$), а також крихкішим при випробуваннях на стиснення та згин [10]. На рис. 7, а представлено діаграму

випробування на чотириточковий згин зразка $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$. Видно, що, незважаючи на крихкий характер матеріалу, кінцева частина діаграми демонструє квазіпластичну нелінійність. Враховуючи низьку величину напруження, яке відповідає відхиленню від лінійної поведінки діаграми (150 МПа) і не відповідає значенням границі плинності для цих матеріалів, отриманим з експериментів на стиснення, та зважаючи на зубчастий характер нелінійної частини діаграми, було припущено, що виявлена нелінійність може бути викликана розтріскуванням зразка.

Для аналізу закономірностей розповсюдження тріщини виконано механічні випробування на триточковий згин зразків з тріщиною за методикою, яка використована в роботі. Діаграма навантаження зразка наведена на рис. 7, б, а відповідні структурні зміни проілюстровані на рис. 8.

Діаграма навантаження (рис. 7, б), як і у випадку зразка без тріщини, має нелінійну ділянку. При формуванні електроерозійного надрізу в крихкому

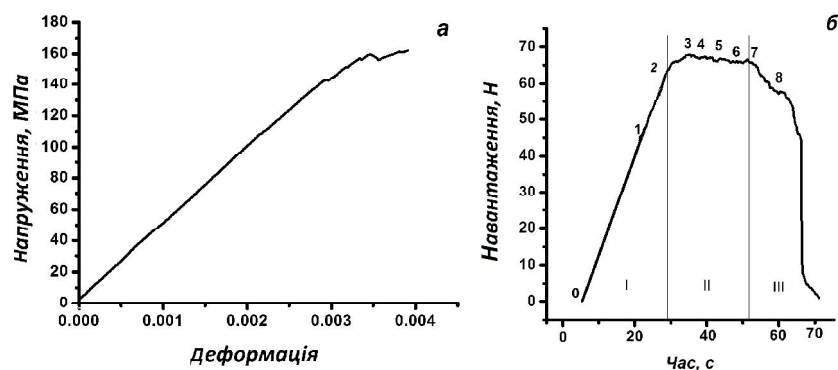


Рис. 7. Діаграма навантаження евтектичного сплаву $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ при випробуваннях на чотири- (а) і триточковий згин зразка з надрізом (б).

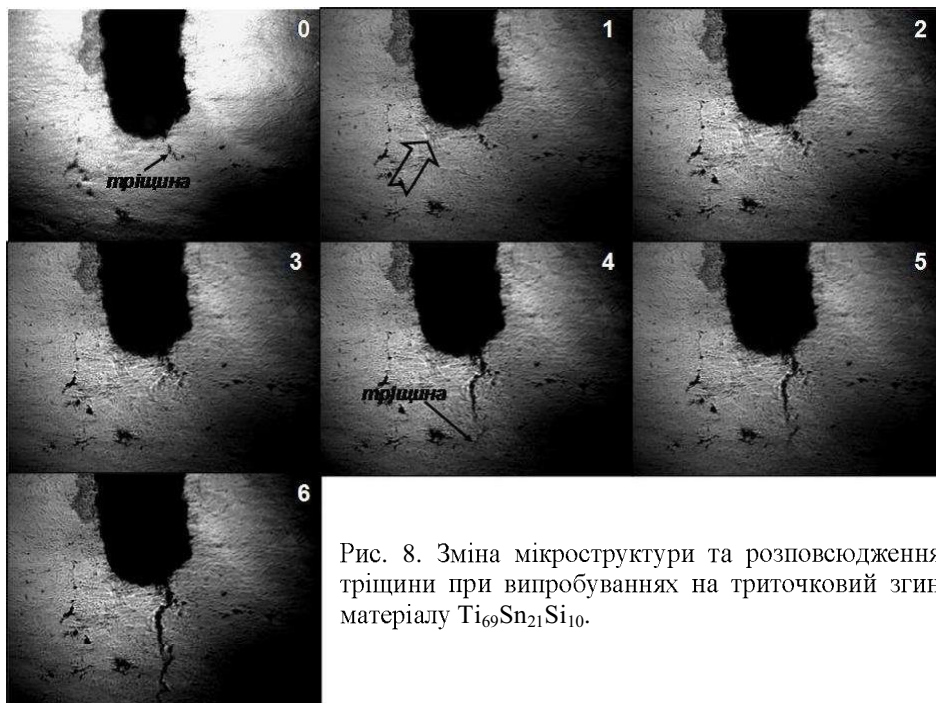


Рис. 8. Зміна мікроструктури та розповсюдження тріщини при випробуваннях на триточковий згин матеріалу $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$.

зразку зароджуються мікротріщини, які існують в ньому до початку навантаження (точка 0). На пружній ділянці навантаження така тріщина не розповсюджується, але дещо збільшує свою ширину (точка 1, зона I).

Починаючи з точки 2 (зона II на діаграмі) відбувається поступове поширення тріщини. На рисунку, який відповідає точці 2, видно деяке зростання тріщини та пластичну зону, яка формується перед її вершиною (рис. 8). При подальшому навантаженні до точки 3 відбувається поширення тріщини вздовж пластичної зони, яка сформована при попередній деформації. Слід зазначити, що в даному випадку формується магістральна тріщина, але, як і для пластичніших сплавів, існує тенденція порушення її суцільності. На знімку (рис. 8), який відповідає точці 3, видно, що попереду магістральної тріщини на деякій відстані виникає зародкова тріщина, яка не з'єднана з магістральною.

При подальшому розповсюдженні магістральної тріщини (рис. 8, точки 4, 5 і 6) попереду неї формується пластична зона, яка з'єднує її вершину з автономними тріщинами, що розташовані попереду. Поступово на місці пластичної зони формуються тріщини, які ліквідують несучільності та руйнують перетини. На діаграмі навантаження видно, які процес поступового підростання тріщини відбувається впродовж приблизно 20 с. Точки 7 та 8 (зона III) на діаграмі відповідають умовам, коли вершина тріщини виходить за межі фото (~1 мм), але ще не руйнує зразок (3 мм). На нелінійній ділянці діаграми (рис. 7, б) напруження практично є незмінним. Тріщиностійкість, оцінена по цьому напруженню, складає $K_Q = 6,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Отримане значення є достатньо малим навіть у порівнянні з тріщиностійкістю відносно крихких інтерметалідів TiAl та Ti₃Al ($15 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$). Проте, на відміну від цих матеріалів, у даному випадку має місце поступове розповсюдження тріщини, яке потребує додаткової дисипації енергії за рахунок самоакомодації двійників у зоні концентрації напружень біля вершини тріщини. Ці ефекти позитивно впливають на енергетичні особливості руйнування.

Фрактографічні дослідження руйнування сплавів Ti_{74,5}Zr₁Sn_{24,5} та Ti₆₉Sn₂₁Si₁₀

Аналіз поверхні руйнування досліджених матеріалів виявив як загальні риси, так і деякі відмінності, зумовлені різною пластичністю сплавів. Безумовно, схожим є рельєф поверхні руйнування в області, де поширюються транскристалітні тріщини (рис. 9, б, в). В обох випадках сформований в зерні характерний річковий візерунок закінчується перетином з характерною зубчастою поверхнею. Від цього перетину починається нова транскристалітна тріщина. Розвиток таких тріщин може повторюватись до зустрічі з протилежною границею зерна. Розмір перетину складає приблизно 5 мкм, що є близьким до відстані між зародковими тріщинами у випробуваннях на стиснення (див. рис. 3, д). Таку геометрію можна пояснити розміром пластичної зони r_p , яка формується в області розповсюдження транскристалітної тріщини.

В механіці руйнування пластична зона оцінюється за формулою [11]

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right)^2. \quad (1)$$

Зважаючи, що тріщиностійкість в площині сколу складає 1—2 МПа·м^{1/2} [12], а границя плинності — $\sigma_T = 150 \text{ МПа}$, отримуємо, що розмір транс-

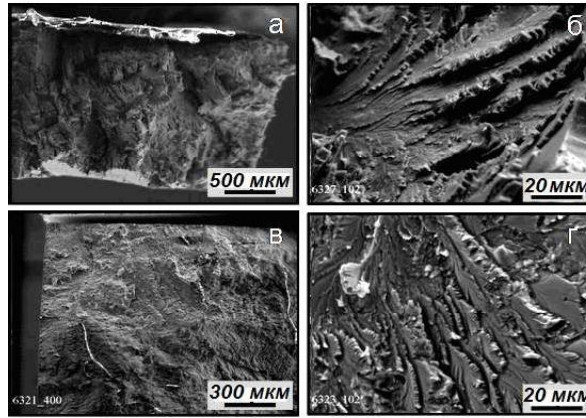


Рис. 9. СЕМ мікрофотографії поверхонь руйнування сплавів $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ (а, б) і $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ (в, г).

кристалітних містків дорівнює розміру пластичної зони. Тобто нові транскристалітні тріщини формуються на межі пружньопластичної зони попередніх тріщин. При цьому розмір перетину збігається з розміром пластичної зони. Такий механізм транскристалітного руйнування зерен інтерметаліду в однаковій мірі притаманний як пластичнішому сплаву $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$, так і крихкішому $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$.

В той же час макрорельєф поверхні руйнування цих сплавів суттєво відрізняється. Пластичний сплав $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ руйнується переважно вздовж границь зерен з великою кількістю несучільностей (рис. 8, а). Поверхня руйнування має вигляд, характерний для міжзеренного руйнування, хоча сама поверхня границь не є гладкою, що можна пояснити механізмом руйнування (див. рис. 1). Тріщина формується не вздовж самої границі, а в приграничній зоні шляхом об'єднання перетинів між окремими границями. Руйнування відбувається як за механізмом сколу, так і за ямковим механізмом, що веде до значного збільшення енергії, потрібної на її руйнування.

Поверхня зламу сплаву $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ є типовою для руйнування крихких матеріалів (рис. 8, в). У цьому випадку поруч з фрагментами транскристалітного розповсюдження тріщини по зернах інтерметаліду існують області міжзеренного або міжфазного руйнування та ділянки зруйнованої евтектики. З огляду на кінетику розповсюдження магістральної тріщини в цьому сплаві (рис. 6, 7), найбільшу роль у затримці руйнування відіграють зерна інтерметаліда, які стримують тріщину та створюють умови для її місткування. Слід зазначити, що, незважаючи на значну дисипацію енергії у вершині тріщини, тріщиностійкість дослідженої групи сплавів є досить помірною, оскільки у вираз входить модуль пружності, що пов'язує тріщиностійкість з енергією руйнування γ_p :

$$K_{Ic}^2 = 2E\gamma_p, \quad (2)$$

Зрозуміло, що низький модуль пружності знижує здатність матеріалу до опору розповсюдженню тріщини. В той же час в цьому випадку особливо важливо знаходити шляхи дисипації енергії при руйнуванні матеріалу. Надзвичайно малий розмір зразка та особливості руйнування, зумовлені

повільним розповсюдженням тріщини, не дозволяють визначити тріщиностійкість досліджених матеріалів за результатами проведених випробувань. Проте, враховуючи, що в обох експериментах критичним моментом для розвитку макротріщини було утворення пластичної зони, співрозмірної із зерном, тріщиностійкість більш пластичного матеріалу можна оцінити за формулою Хана—Розенфілда [13],

$$K_{1c} = 3nk(E\sigma_T e_T d)^{1/2}, \quad (3)$$

де n — показник зміцнення; k — стала величина; E — модуль Юнга; σ_T — границя текучості; e_T — гранична деформація; d — розмір зерна. Для оцінки тріщиностійкості крихкішого сплаву можна використати рівняння (2) з припущенням, що $r_p = d$. Розрахунки показують, що у першому випадку тріщиностійкість дорівнює $25 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, в другому — $18 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Отримані значення є достатньо високими порівняно з тріщиностійкістю інших інтерметалідів.

Обговорення результатів

Спостереження за розвитком тріщини у сплаві $\text{Ti}_{74,5}\text{Zr}_1\text{Sn}_{24,5}$ виявило, що у процесі руйнування цього матеріалу утворюються тріщини двох типів — в тілі зерна, які розповсюджуються миттєво, і на границях зерен, які розвиваються повільно. Ці тріщини різняться за кінетикою і, отже, за механізмами утворення та поширення. Процес руйнування являє собою суперпозицію транс- та інтеркристалітного механізмів, які діють паралельно. При цьому інтеркристалітний механізм є домінуючим, він супроводжується значною деформацією, що і визначає в'язкий характер руйнування. Такий характер руйнування є нетиповим для інтерметалідів, які звичайно руйнуються катастрофічно крихко. Транскристалітне руйнування реалізується тріщинами, які утворюються в тілі зерна, розвиваються миттєво і затуплюються, не досягаючи границі зерна (рис. 5, точки 3 і 4). Як видно на діаграмі навантаження, поява таких тріщин не призводить до значної дисипації енергії системи і не має визначального впливу на характер руйнування. Проте незвичним є схильність до затуплення цих тріщин в тілі зерна, що свідчить про існування або появу під дією напруження тріщини нових структурних елементів, подолання яких є менш енергетично вигідним, аніж утворення нової тріщини. Енергетична перевага утворення тріщини перед її ростом властива навіть більшою мірою тріщинам, які виникають на границях зерен — вони легко зароджуються, повільно розвиваються і не об'єднуються, а утворюють містки. Остаточне руйнування відбувається розривом цих містків, а не об'єднанням тріщин у магістральну.

Як і у випадку розповсюдження тріщини в TiAl [7], в досліджених сплавах характерним є виникнення двійникових полос біля вершини затупленої тріщини, перпендикулярних до напрямку її розповсюдження. Подібна мікроструктура спостерігається в сплаві $\text{Ti}_{74,5}\text{Zr}_1\text{Sn}_{24,5}$ в околі затупленої тріщини (рис. 3 та 5). Морфологія зародження тріщин — на границі зерен у глибині пластичної зони, динаміка їхнього розвитку — легке зародження і ускладнений розвиток, схильність до затуплення тріщини та утворення містків, з одного боку, і формування двійникового рельєфу, аналогічного до повідомленого в роботі [7], — з іншого, дає

підстави припустити, що механізм утворення і розвитку інтеркристалітних тріщин в інтерметаліді Ti_3Sn є подібним до вже наведених.

Згідно з роботою [7], інтеркристалітний рух тріщини за участю двійників не змінює загального характеру руйнування $TiAl$, який є крихкий і зумовлений переважно транскристалітним рухом тріщини, проте підвищує тріщиностійкість цього матеріалу. Натомість в Ti_3Sn цей механізм, асоційований з двійниками, вочевидь, домінує, зумовлюючи в'язкий характер руйнування. Більше того, тріщини, які утворювались раптово в тілі зерна, також затуплювались. Збільшення долі в'язкої складової у зламі зумовлено підвищенням ролі двійників у деформаційних процесах в порівнянні з інтерметалідом $TiAl$. Причиною може бути мартенситна структура $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$, яка складається з тонких двійників товщиною 10—20 нм (рис. 7), тоді як в $TiAl$ двійники мають деформаційне походження і утворюються у значно меншій кількості.

Внаслідок фазового перетворення з аустеніту в мартенсит виникає двійникова мікроструктура, в якій присутні двійники усіх кристалографічних варіантів. Під дією напружень такі кристалографічні варіанти перестають бути енергетично еквівалентними; відбувається самоакомодація мартенситу, тобто двійники змінюють кристалографічну орієнтацію так, щоб забезпечити максимальну деформацію. Цей процес протікає при малих навантаженнях і зумовлює надзвичайно низький модуль пружності у статичних і динамічних експериментах. Переорієнтація двійників мартенситу відбувається у вершині тріщини, на що вказує поява характерного рельєфу. Згідно з ТЕМ аналізом, результати якого наведені в роботах [3, 4, 14], мартенситна фаза Ti_3Sn має мікроструктуру із тонкими двійниками товщиною 10—20 нм (рис. 8). Мала ширина двійника порівняно з іншими сплавами з мартенситним перетворенням свідчить про відносно високу мобільність двійників і про легкість їх переорієнтації під дією напружень, що сприяє передачі деформації. Проте цей вплив частково нівелюється малою кількістю кристалографічних варіантів існування двійників в інтерметаліді Ti_3Sn . При перетворенні гексагональної ґратки в орторомбічну існує лише три варіанта, що покладне узгодження площин двійникування в сусідніх зернах. Слід зазначити, що інтерметалід Ti_3Sn навіть в аустенітному стані (гексагональна $D0_{19}$ структура) є надзвичайно анізотропним. Так, згідно з роботою [15], в цьому інтерметаліді діють три площини ковзання. При цьому для системи призматичного ковзання критичне напруження складає 40 МПа і спадає з температурою, а для пірамідального — 600 МПа і аномально зростає з температурою. Сильна анізотропія матеріалу і мала кількість дозволених кристалографічних варіантів ускладнюють геометричне узгодження між двома сусідніми зернами, що в поєднанні з мобільністю двійників сприяє концентрації напружень на границі зерен і зародженню мікротріщин.

Висновки

Проведені дослідження механізмів руйнування сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn — однофазного $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ та евтектичного $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ показали, що зародження і розвиток тріщин здійснюються за містковим механізмом, який зумовлений впливом двійників. Під дією напружень інтенсивно відбувається самоакомодація двійників у кожному

зерні відповідно до його кристалографічної орієнтації. Мікротріщини зароджуються на границях зерен, які є бар'єрами для двійників у місцях перепону руху двійників. В процесі свого розвитку тріщина створює попереду зону деформації шляхом переорієнтації двійників. Подолання тріщиною такої конфігурації потребує великих енергетичних витрат, що призводить до затуплення першої тріщини і зародженню нових у глибині деформованої зони і, зрештою, до місткування.

1. *Wong C. R.* Low frequency damping and ultrasonic attenuation in Ti_3Sn -based alloys / C. R. Wong, R. L. Fleischer // *J. Mater. Res.* — 1994. — **9**, No. 6. — P. 1441—1448.
2. *Vdovychenko O. V.* Dynamic mechanical behavior of intermetallide Ti_3Sn / [O. V. Vdovychenko, M. V. Bulanova, Yu. V. Fartushna, A. A. Shcheretsky] // *Scripta Mater.* — 2010. — **62**. — P. 758—761.
3. *Окунь И. Ю.* Аномальная пластичность в интерметаллиде Ti_3Sn / [И. Ю. Окунь, А. В. Котко, С. А. Фирстов и др.] // *Электронная микроскопия и прочность материалов.* — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2007. — Вып. 14. — С. 12—20.
4. *Буланова М. В.* Влияние низкотемпературного фазового превращения на механическое поведение сплавов на основе интерметаллида Ti_3Sn / [М. В. Буланова, Ю. М. Подрезов, Ю. В. Фаргушная и др.] // Там же. — 2010. — Вып. 17. — С. 72—82.
5. *Ivanova O.* Pseudoelastic Behaviour of non-stoichiometric Ti_3Sn / [O. Ivanova, A. R. Yavari, Yu. Podrezov, K. Georgarakis] // *Proc. of the Internat. conf. on Shape Memory and Superelastic Technologies*, May 20—24, 2013. — Prague, Czech Republic. — P. 15—16.
6. *Yoo M. H.* Twinning and mechanical behavior // *Intermetallic Compounds — Principles and Practice.* — 2002. — **3**. — P. 407—436.
7. *Ng B. C.* The role of mechanical twinning on microcrack nucleation and crack propagation in a near-g $TiAl$ alloy / [B. C. Ng, B. A. Simkin, M. A. Crimp, T. R. Bieler] // *Intermetallics.* — 2004. — No. 12. — P. 1317—1323.
8. *Chan K. S.* The fracture resistance of a binary $TiAl$ alloy / K. S. Chan, J. Onstott, K. S. Kumar // *Met. Mater. Trans. A.* — 2000. — **31A**, No. 1. — P. 71—80.
9. *Гринберг Б. А.* Интерметаллиды Ni_3Al и $TiAl$: микроструктура, деформационное поведение / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов. — Екатеринбург, 2002. — 359 с.
10. *Gorna I. D.* Effect of the intermetallic phase α_2Ti_3Sn on the physical and mechanical properties of eutectic $Ti-Si-Sn$ alloys // [I. D. Gorna, M. V. Bulanova, K. O. Valuyska et al.] // *Proc. XII Internat. conf. on Crystal Chemistry of Intermetallic Compounds*, Lviv, Ukraine, September 22—26, 2013. — P. 148.
11. *Нотт Дж. Ф.* Основы механики разрушения. — М. : Металлургия, 1978. — 255 с.
12. *Kim S. W.* Crack propagation behaviour in $TiAl-Nb$ single and Bi-PST crystals / [S. W. Kim, K. S. Kumar, M. H. Oh, D. M. Wee] // *Intermetallics.* — 2007. — **15**. — P. 976—984.
13. *Hahn G. T.* Local yielding and extension of a crack under plane stress / G. T. Hahn, A. R. Rosenfield // *Acta Met.* — 1965. — **13**, No. 3. — P. 5—35.
14. *Іванова О. М.* Аналіз кристалоструктурних перебудов інтерметаліду Ti_3Sn / О. М. Іванова, М. В. Буланова, М. В. Карпець та ін. // *Электронная микроскопия и прочность материалов.* — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2012. — Вып. 18. — С. 51—59.
15. *Hashimoto T.* Plastic deformation of Ti_3Sn / T. Hashimoto, M. Nakamura, S. Takeuchi // *Mater. Trans., JIM.* — 1990. — **31**, No. 3. — P. 195—199.

Исследование механизмов разрушения сплавов на основе интерметаллида Ti_3Sn

О. М. Иванова, Ю. Н. Подрезов, И. Д. Горная, Я. И. Евич, И. Ю. Окунь

*Исследован процесс разрушения в однофазном Ti_3Sn состава $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ и в эвтектическом материале $Ti_3Sn + Ti_5Si_3$ состава $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ методом трехточечного изгиба с введенной в образец трещиной и с *in situ* наблюдением деформированной поверхности. Выполнены фрактографические исследования этих материалов. Согласно результатам, установлено, что зарождение и распространение трещины осуществляются по мостиковому механизму, который обусловлен влиянием двойников. Под действием напряжений интенсивно происходит самоаккомодация двойников в каждом зерне соответственно его кристаллографической ориентации. Микротрещина зарождается на границах зерен, которые являются барьерами для двойников. Преодоление трещиной такой конфигурации требует больших энергетических затрат.*

Ключевые слова: интерметаллид, мартенситное превращение, структура $D0_{19}$, разрушение, механические свойства.

Investigations of fracture mechanisms into Ti_3Sn -based alloys

O. Ivanova, Yu. Podrezov, I. Gorna, Ya. Yevich, I. Okun

*Fracture of a single-phase Ti_3Sn alloy with a composition of $Ti_{74,5}Zr_1Sn_{24,5}$ and eutectic $Ti_3Sn + Ti_5Si_3$ material with a composition of $Ti_{69}Sn_{21}Si_{10}$ has been investigated using three-point bending testing of notched samples with *in situ* microstructure observation of deformed material. Fractography studying has been performed. The Experimental results have shown that crack's nucleation and propagation occur by bridging mechanism caused twins movement. Application of stress causes the self-accommodation of twins inside each grain accordingly to its crystal orientation. Microcracks nucleate on the grain boundaries that are the obstacles for the movement of twins. During the crack's propagation a plastic deformation zone in front of the crack forms by twin's reorientation process. Such mechanism leads to the big dissipation of energy during the propagation of cracks.*

Keywords: intermetallic compound, martensitic transformation, $D0_{19}$ structure, fracture, mechanical properties.