

**Температурна залежність псевдопружної поведінки
в циклі навантаження—розвантаження Mg
та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti**

Ю. М. Подрезов, О. М. Малка, П. М. Романко, К. О. Валуйська

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
Київ, e-mail: Yupodrezov@ukr.net

Досліджено температурну залежність псевдопружної поведінки магнію та його сплаву. Запропоновано оригінальну методологію порівняльного аналізу вихідних ділянок псевдопружних петель, отриманих після пластичних деформацій різних за ступенем. При аналізі закономірностей формування псевдопружної деформації враховували наявність деформаційних дефектів, їх взаємодію з двійниками та механізми, за якими відбувається пластична деформація дослідженого зразка. Показано, що при температурі випробувань 100 °С особливості поведінки псевдопружних петель такі, як при кімнатній температурі. При температурі випробувань 200 °С в зразках Mg псевдопружність практично зникає. Зміна механізму деформації від базисного ковзання до небазисного та дифузійної повзучості веде до зникнення ефекту псевдопружності.

Ключові слова: магній, псевдопружність, двійники, петля гістерезису.

Вступ

Псевдопружність спостерігається в деяких перспективних матеріалах при їх деформуванні [1—4] і характеризується наявністю гістерезисних петель в циклі навантаження—розвантаження при розтязі або стиску. Ймовірним механізмом, який контролює це явище, є формування та еволюція пружних двійників, границі яких знаходяться в нестійкому стані і при розвантаженні повертаються у більш стійке положення [5]. Найбільш відомими матеріалами, що демонструють псевдопружну поведінку, є сплави з пам'яттю форми $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$, $Ti_{49}Ni_{51}$, $Ti_{75}Nb_{25}$ тощо. В цьому випадку дослідження впливу температури випробувань на наявність гістерезисних петель та зміну їх форми є одним з найбільш важливих механічних тестів, який характеризує працездатність матеріалів цього класу. В залежності від співвідношення температур випробувань та фазового перетворення ці зміни можуть бути надзвичайно великими [6—8].

Іншим прикладом є сплави з ГЦУ граткою. Симетрія, що притаманна гексагональній структурі, обмежує кількість ідентичних систем ковзання [9, 10] та створює анізотропію руху дислокацій в головних площинах ковзання. Внаслідок цього ускладнюється виконання критерію Мізеса для п'яти незалежних систем ковзання, які забезпечують необмежену пластичність. В цих умовах активація двійників (1012) $\langle 1011 \rangle$ відбувається при надзвичайно малих деформаціях. Вони ростуть при збільшенні прикладеного навантаження. Двійники (1012) є нестійкими [10] і можуть частково зменшувати свій розмір при розвантаженні, що сприяє утворенню гістерезисних петель [11—13].

Джонс и Монро [14] виявили гістерезисні петлі в урані та пояснили цей ефект зворотним двійникуванням. Рид-Хілл зі співр. [15] спостерігали петлі в цирконії, який був попередньо продеформований при низьких температурах. На думку авторів, їх наявність зумовлена зворотним рухом $\{11\bar{2}1\}$ двійникових границь. Також в роботах Самитомо Т. зі співр. [16] була продемонстрована псевдопружна поведінка чистого полікристалічного Mg, де наявність пружних двійників автори розглядають як головну причину виникнення петель гістерезису. Подальші дослідження, виконані на магнії методами *in situ* металографії [17—19], нейтронографії [11] та акустичної емісії [20], підтвердили цей висновок. В роботах останніх років [21—23] підвищена увага була приділена структурній чутливості псевдопружності в сплавах магнію. Так, в роботах [21, 22] зростання величини псевдопружної деформації зі зменшенням розміру зерна магнію пояснюють збільшенням площі двійникових границь в дрібнозернистих матеріалах при однаковому відносному вмісті двійників. Дані про вплив концентрації легуючих елементів в твердому розчині магнію на псевдопружність неоднозначні: за результатами робіт [22, 23], зростання кількості цинку до 6% (тут і далі % (мас.)) в твердому розчині матриці Mg зменшує псевдопружність, тоді як Al знижує її лише при малих концентраціях (до 2%), а потім суттєво збільшує. Найбільшу псевдопружність серед усіх матеріалів на основі магнію продемонстрував сплав Mg—9Al — після пластичної деформації 1—2% вона сягає значення $\epsilon_a = 0,004$ [21, 23] (рис. 1, *a*).

На відміну від матеріалів з пам'яттю форми, для сплавів на основі магнію практично відсутня інформація про вплив температури деформації на псевдопружність. Ці дослідження безумовно корисні, як в науковому аспекті — для більш глибокого розуміння механізму формування псевдопружної петлі, так і з практичної точки зору, зважаючи на те, що сплави магнію використовуються при підвищених температурах і працюють в умовах, де надзвичайно важлива їх демпфуюча здатність [24—26]. Крім того, при аналізі літературних джерел відзначається недостатня увага до характеру кривих псевдопружної деформації. При атестації гістерезисних петель автори обмежуються максимальною величиною псевдопружної деформації, вивчаючи її в залежності від загальної деформації або прикладеного навантаження. Іноді до цих характеристик додається ефективний модуль, який визначається по куту нахилу лінії, що з'єднує точки початку та кінця петлі (рис. 1, *a*). Зрозуміло, цей параметр формально може бути використаний для опису псевдопружності, проте він не має фізичного сенсу.

У зв'язку з викладеним метою роботи є визначення температурної чутливості гістерезисних петель чистого магнію та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti та аналіз зміни характеру кривих псевдопружності в залежності від складу матеріалу, ступеня попередньої деформації та температури випробувань.

Матеріали та методика

Відливки досліджених матеріалів — магнію технічної чистоти (99,90%) та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti, масою 70 г були виплавлені по стандартній технології в лабораторній резистивній печі в атмосфері

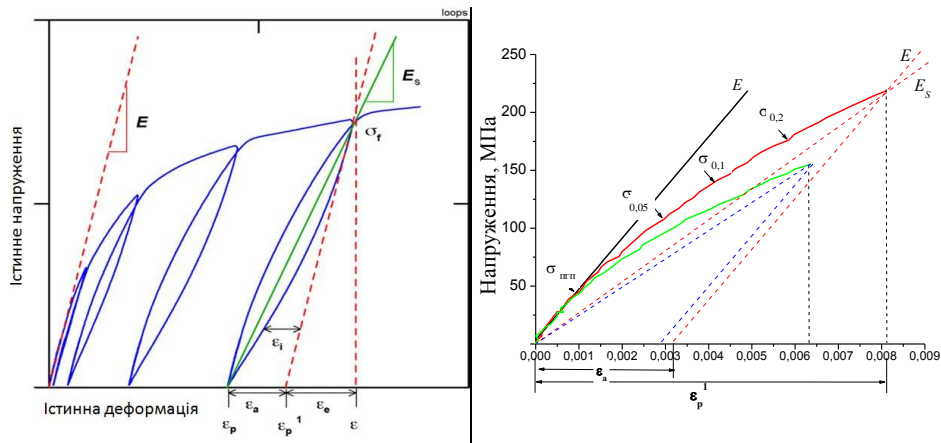


Рис. 1. Схематична крива плинущ з гістерезисними петлями (а) та вихідні ділянки двох пружних петель Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti при 20 °С, що відповідають попередній деформації різного ступеня, та характеристики псевдопружної деформації, які визначаються на цих ділянках (б): E — модуль пружності; σ_f — деформуюче напруження на початку розвантаження; ε — повна деформація; ε_p — істинна пластична деформація; ε_i — непружна деформація при розвантаженні; ε_a — повна псевдопружна деформація; E_s — ефективний модуль [23].

технічно чистого аргону. Спочатку в алундових тиглях була розплавлена та підготовлена відповідна шихта. Отриманий розплав був витриманий при температурі приблизно 700 °С 30 хв та вилитий в мідний кристалізатор. Швидкість охолодження в інтервалі температур кристалізації складала приблизно 70 К/с. Після охолодження отримані відливки розрізали на частини. Для дослідження використовували нижню частину, з якої виготовляли зразки для механічних випробувань таким чином, щоб вісь циліндричного зразка була паралельна вісі відливки (повздовжні зразки). Зразки для механічних випробувань мали циліндричну форму $\varnothing 3$ мм і довжину робочої частини $l_0 = 15$ мм. Експерименти на розтяг виконували згідно з ГОСТ-1497 зі швидкістю деформації 10^{-3} с^{-1} на машині 1246-2300/2 конструкції НИКИМП. Подовження фіксувалося тензометричним датчиком безпосередньо з робочої частини зразка. Конструкція тензометра дозволяла вимірювати деформацію зразка при кімнатній та підвищеній температурах з чутливістю не гірше 10^{-5} та модуль пружності з похибкою не більше 2%.

Для отримання гістерезисної петлі при випробуваннях на розтяг зразок після певної пластичної деформації повністю розвантажувався до $\sigma = 0$ з такою ж швидкістю, як і при навантаженні, після чого повторно навантажувався з цією ж швидкістю. При необхідності цю операцію повторювали багаторазово при різних попередніх деформаціях. Зразок розтягували до повного руйнування, проводячи проміжні розвантаження. Зазначимо, що прецизійне вимірювання деформації при підвищених температурах передбачає підвищення давача переміщення на зразок безпосередньо в зоні нагрівання, тому сам блок реєстрації було винесено за границі зони нагріву, на спеціальних тягах-подовжувачах. Причому маса пристрою дорівнювала 0,8 кг, що з урахуванням площі перетину зразка $\sim 7 \text{ мм}^2$ додає до зовнішнього прикладеного навантаження напруження $\sigma_{11} = 1,15 \text{ МПа}$. Це практично не впливає на криві мікропластичності у

Т а б л и ц я 1. Критичне напруження зсуву для різних площин ковзання монокристалу магнію при кімнатній температурі

| Система ковзання | Критичне напруження зсуву монокристалу, МПа |
|------------------|---|
| Базова | 0,45 $\sigma_{11} = 0,9$ |
| Призматична | 39,3 $\sigma_{11} = 78,6$ |
| Пірамідальна | 30—50 $\sigma_{11} = 60—100$ |
| Двійникова | 2 $\sigma_{11} = 4$ |

переважної більшості металів, але для чистого магнію така конструктивна особливість виявилася принциповою, оскільки рух дислокацій в базисній площині магнію починається при надзвичайно малих навантаженнях [27] (табл. 1).

Так, зокрема, в роботах [21—23] для полікристалічного магнію технічної чистоти незворотну пластичну деформацію спостерігали при напруженнях 1,5—2,5 МПа. В цьому діапазоні навантажень гістерезисні петлі були відсутні і виникали при напруженнях більше 10 МПа. Тобто зазначені конструктивні обмеження заважають прецизійним дослідженням початкової непружної ділянки кривої зміцнення в чистому магнії, але не впливають на аналіз псевдопружності в гістерезисних петлях. До того ж в легованому алюмінієм сплаві пластична деформація починається при суттєво більших напруженнях, що дозволяє виконати експерименти в повному обсязі практично з початкових стадій пластичної деформації.

Для урахування зміни площі поперечного перетину та поточної довжини зразка номінальні криві навантаження перераховувалися в істинні діаграми за формулами: $\sigma_i = \sigma_0(1 + \Delta l/l_0)$, де σ_i та σ_0 — істинна та номінальна деформуючі напруги; $\Delta l/l_0$ — відносна деформація в долях, та $\varepsilon = \ln(1 + \Delta l/l_0)$, де ε — істинна деформація. Для наочності порівняння псевдопружної поведінки при різних ступенях попередньої деформації вихідні ділянки пружних петель переміщувалися до нульового значення деформації без урахування попередньої пластичної складової (рис. 1, б). Враховуючи симетричний характер петлі, по цим кривим достатньо просто вирахувати традиційні характеристики псевдопружності, які запропоновані в роботах [21—23]: псевдопружну деформацію ε_i , повну пружну (обернену) деформацію ε_p^1 , ефективний модуль Юнга E_s (рис. 1, а), та провести порівняльний аналіз цих параметрів (рис. 1, б). Крім того, на лінійній ділянці кожної псевдопружної петлі визначали модуль пружності E та прецизійну границю пружності $\sigma_{ппп}$, яка відповідає початку відхилення від класичної (лінійної) пружності. На нелінійній ділянці знаходили напруження мікродеформації на прецизійній границі пропорційності $\sigma_{ппп}$ та при деформаціях 0,05 ($\sigma_{0,05}$); 0,1 ($\sigma_{0,1}$) та 0,2 ($\sigma_{0,2}$) (рис. 1, б). Вивчали чутливість цих параметрів до ступеня попередньої деформації, температури та хімічного складу сплаву.

Результати досліджень

Комплекс механічних характеристик зразків Mg та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti, випробуваних на розтяг, визначали з вихідних номінальних кривих напруження—деформація. Їх значення наведені в табл. 2. Модуль пружності магнію $E = 44,3$ ГПа та напруження, що відповідає початку непружної деформації $\sigma_{0,2} = 2,5$ МПа, взяті з літературних джерел [24—27]. В сплаві Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti пружна ділянка навантаження значно довша і тому параметри, що характеризують цю ділянку, взяті безпосередньо з експерименту. Додавання 9% Al практично не впливає на значення модуля пружності при кімнатній температурі $E = 44,1$ ГПа, значення $\sigma_{\text{ггп}}$ значно вище, ніж в магнії, і сягає 18 МПа. Легування Al також збільшує характеристики міцності в порівнянні з литим Mg: границя плинності $\sigma_{0,2}$ збільшується з 31 до 91 МПа та границя міцності σ_B — з 112 до 226 МПа. Одночасно з цим в легованому сплаві суттєво знижується пластичність $\varepsilon_{\text{ривн}}$ — з 6,5 до 4% та відносне звуження ψ — з 20,2 до 5,2%.

Така механічна поведінка легованого сплаву зумовлена тим, що алюміній частково розчиняється в магнії та сприяє твердорозчинному зміцненню. Інша частина алюмінію, яка перевищує границю розчинності, виділяється при охолодженні відливки у вигляді частинок фази $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, що викликають ефект дисперсного зміцнення [28]. Зазначимо, що ці механізми впливають не лише на зміцнення сплаву, але й на погіршення його пластичності. Параметри зміцнення зразків, що були піддані багаторазовому проміжному розвантаженню, лише незначно (не більш ніж на 5%) відрізняються від вихідних. Це свідчить про малий внесок псевдопружних двійників в деформаційне зміцнення.

Отримані нами криві зміцнення для Mg (рис. 2, а) та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti (рис. 3, а) є близькими до літературних даних для цих матеріалів [21, 23]. Незначні відмінності параметрів зміцнення та деформаційних характеристик пояснюються для Mg різницею у розмірі зерна, а для сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti — ще й деякою відмінністю у хімічному складі. Ці відмінності, хоча і є важливими для загального розуміння законів зміцнення цього класу матеріалів, практично не впливають на особливості псевдопружної поведінки досліджених матеріалів.

Прецизійний аналіз мікродеформації гістерезисних петель магнію було виконано при напруженнях більше 10 МПа (рис. 2, з), коли зазначеними раніше артефактами можна знехтувати. Відома з літератури залежність псевдопружної деформації від загальної попередньої [21, 23] підтверджується нашими даними, наведеними на рис. 4, а. З них слідує, що

Т а б л и ц я 2. Механічні характеристики вихідних литих зразків Mg та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti

| Сплав | $T_{\text{випр}}, ^\circ\text{C}$ | $\sigma_{0,2}, \text{МПа}$ | $\sigma_B, \text{МПа}$ | $\varepsilon_{\text{ривн}}, \%$ | $\Psi, \%$ |
|-------------------------|-----------------------------------|----------------------------|------------------------|---------------------------------|------------|
| Mg | 20 | 31 | 112 | 6,5 | 20,2 |
| | 100 | 22 | 98 | 9,5 | 22,1 |
| | 200 | 18 | 50 | 11 | 10,3 |
| Mg—9Al— 0,2Ca—0,08Ti | 20 | 91 | 226 | 4 | 5,2 |
| | 100 | 65 | 180 | 10,5 | 6,1 |
| | 200 | 53 | 125 | 10 | 12 |

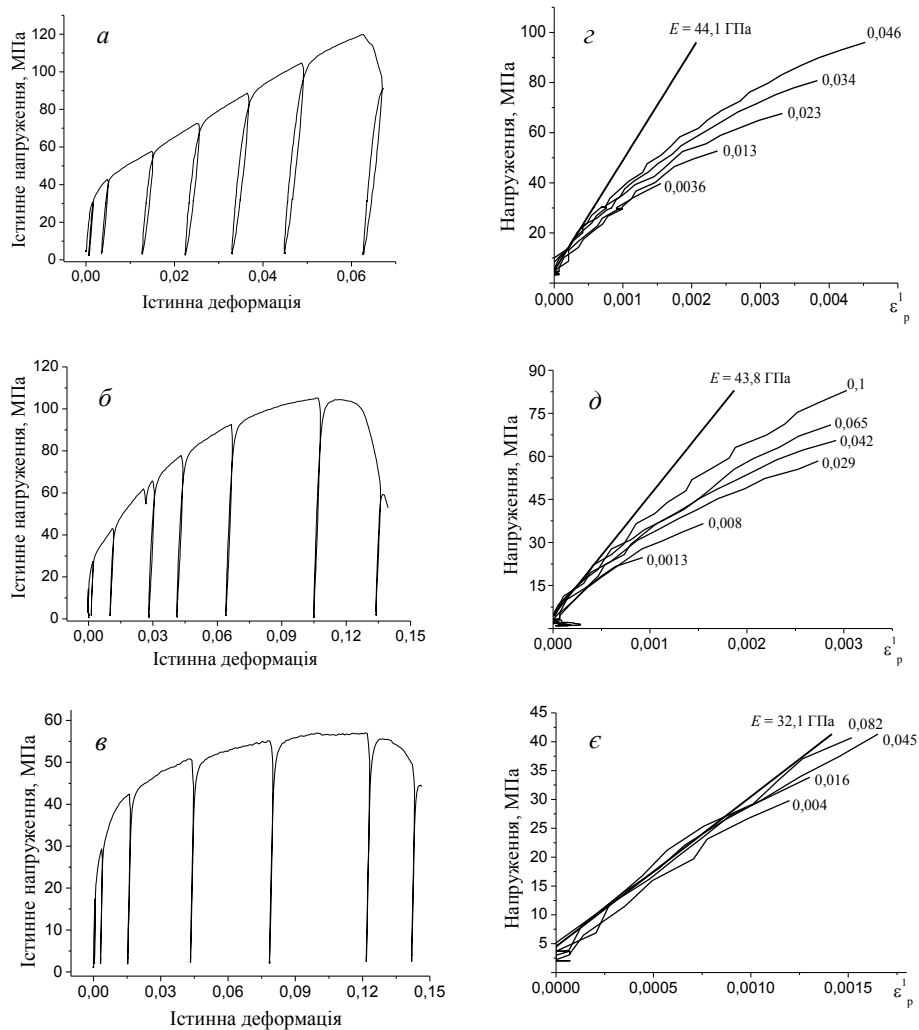


Рис. 2. Істинні криві зміцнення Mg (а—в) та вихідні ділянки псевдопружних петель (з—е), отриманих при 20 (а, з), 100 (б, д) та 200 °С (в, е). Позначення на діаграмах з—е відповідає ступеню пластичної деформації, за якої отримано петлі.

величина псевдопружної деформації магнію збільшується зі зростанням попередньої деформації, досягаючи насичення $\epsilon_a = 0,002$ при $\delta \sim 3\%$. Дані про вплив попередньої деформації на ефективний модуль пружності (рис. 4, б) також практично повністю відтворили класичні залежності [22, 23].

На рис. 2, з—е видно, що значення ефективного модуля дещо зменшується для магнію технічної чистоти зі збільшенням пластичної деформації від 0,05 до 2%. Зрозуміло, що таке зменшення можливо тоді, коли швидкість зміцнення на псевдопружній ділянці підвищується зі зростанням деформації. Прямим доказом такої поведінки є дані рис. 2, з—е, де проведено пряме співставлення вихідних ділянок петель псевдопружності після пластичної деформації різного ступеня. На користь такого висновку свідчить також збільшення параметрів $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ та $\sigma_{0,2}$ з підвищенням попередньої деформації. Важливо, що значення $\sigma_{\text{гп}}$ лишається

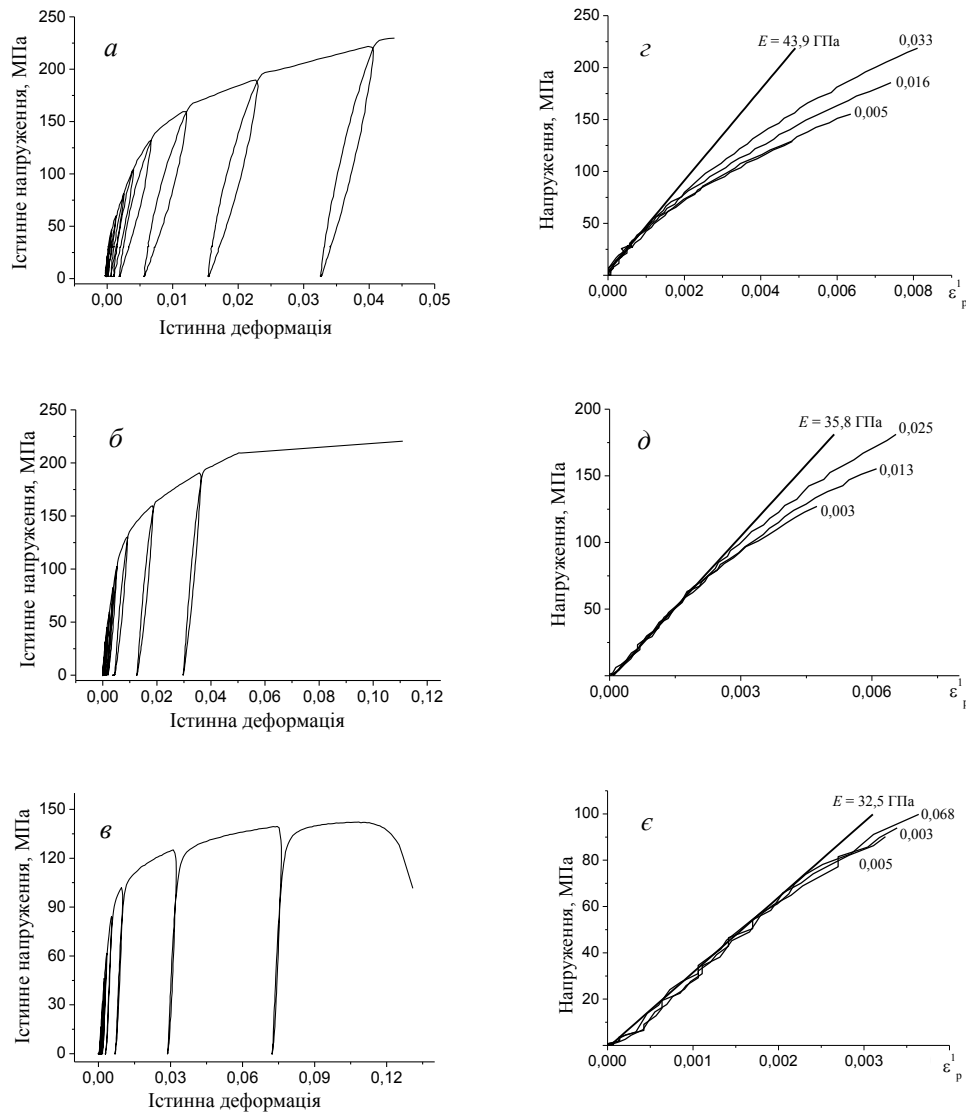


Рис. 3. Істинні криві зміцнення сплаву Mg—9Al—Ca—0,08Ti (*а—в*) та вихідні ділянки псевдопружних петель (*з—є*), отриманих при 20 (*а, з*), 100 (*б, д*) та 200 °С (*в, є*). Позначення на діаграмах *з—є* відповідає ступеню пластичної деформації, за якої отримано петлі.

незмінним — ~ 10 МПа. Це вказує на сталість напруження реновації руху псевдопружних двійників в усіх циклах навантаження.

В легованому алюмінієм сплаві значення максимальної псевдопружної деформації (рис. 4, *б, зліва*) також повністю узгоджуються з літературними даними ($\epsilon_a = 0,004$ при $\epsilon_p = 1,5\%$ [21]). Як відзначалося, в цьому випадку деформуючі напруження значно вищі (табл. 2), що дозволяє більш ретельно проаналізувати початкову стадію кривої псевдопружності.

Отримані результати показали, що при першому навантаженні після пружної деформації ($\sigma_{\text{пгп}}^{\text{ковз}} = 18$ МПа) має місце лінійна стадія зміцнення. На цій стадії гістерезисна петля не утворюється і при розвантаженні за відсутності петлі фіксується значна непружна деформація. Така поведінка

характерна до деформації $\varepsilon_p \sim 0,2\%$ і напруження зміцнення 55 МПа. Далі крива зміцнення стає параболічною, а при розвантаженні фіксуються гістерезисні петлі.

При повторних циклах (рис. 3, б) цьому напруженню відповідає кінець пружної ділянки гістерезисної петлі (з модулем Юнга 44 ГПа, як у вихідного зразка) і його можна ідентифікувати як напруження початку нелінійного псевдопружного зміцнення ($\sigma_{\text{пгп}}^{\text{дв}} \sim 55$ МПа) (рис. 4, б, зліва). Тобто, якщо при першому навантаженні псевдопружна поведінка двійників активізується попереднім рухом дислокацій в базисній площині ковзання, то при повторних деформаціях реновація механізму росту псевдопружних двійників відбувається при тому ж напруженні, але без попереднього дислокаційного ковзання.

Звернемо увагу на те, що як і у випадку чистого магнію, параметри зміцнення псевдопружної петлі, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ та $\sigma_{0,2}$ збільшуються зі зростанням попередньої деформації, але це відбувається повільніше, ніж в магнії (рис. 5, б). Кут нахилу цих залежностей від ступеня попередньої деформації зростає зі збільшенням псевдопружної деформації, поступово наближаючись до нахилу первинної діаграми, який характеризує швидкість зміцнення вихідного матеріалу.

Дослідження впливу температури випробувань на характер кривих псевдопружності Mg та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti були виконані в діапазоні температур 20—200 °С, результати наведено на рис. 2 та 3

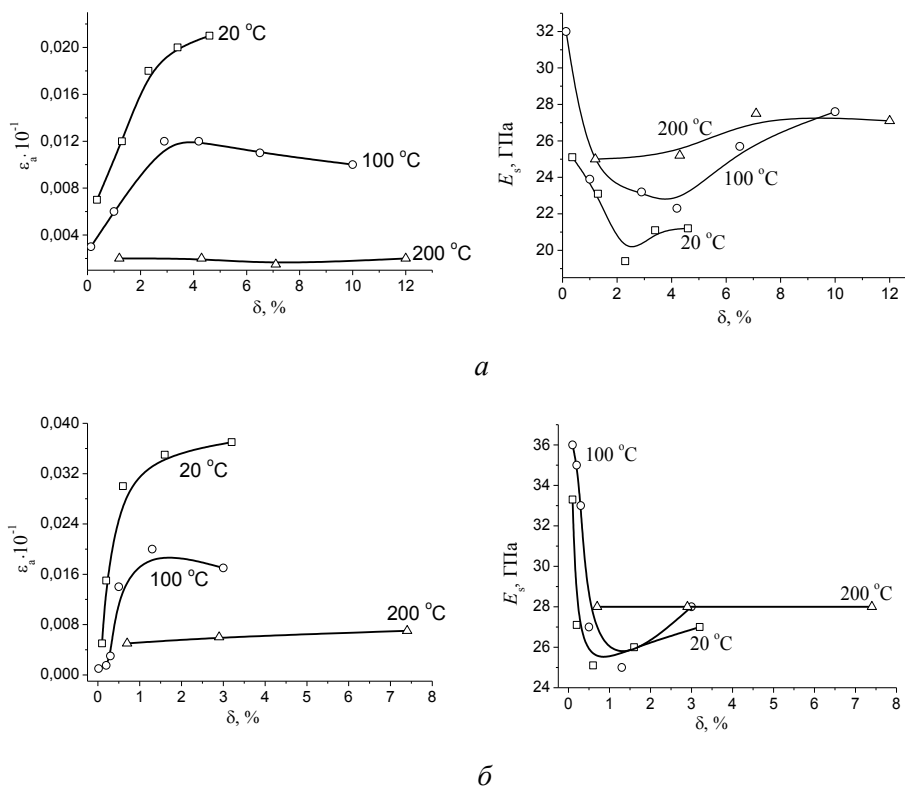


Рис. 4. Залежності псевдопружної деформації (зліва) та ефективного модуля Юнга (справа) від ступеня попередньої деформації Mg (а) та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti (б), випробуваних при температурах 20, 100, 200 °С.

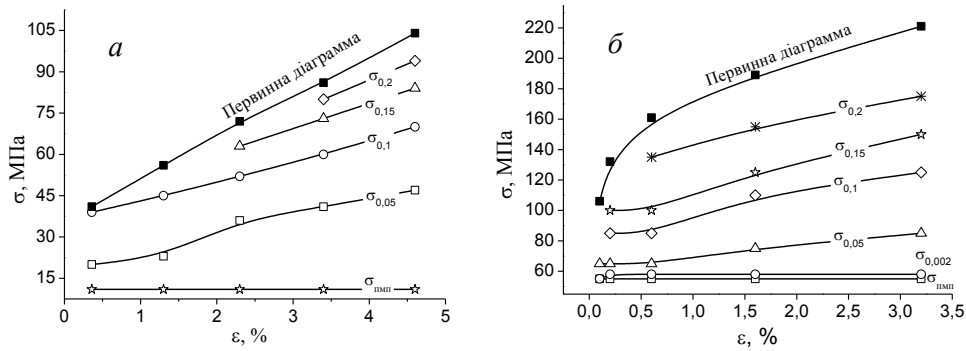


Рис. 5. Залежність мікродеформаційних напружень при 20 °С на вихідній ділянці псевдопружної петлі від ступеня попередньої деформації для магнію (а) та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti (б).

відповідно. Характер кривих навантаження, температурна чутливість механічних властивостей (табл. 2) та ефектів псевдопружності вказують на те, що при температурі 100 °С основним механізмом плинності залишається дислокаційне ковзання, переважно по базисним площинам, а при температурі 200 °С, скоріш за все, з ним конкурує небазисне ковзання та, можливо, акомодуюча дифузійна плинність. На це вказують дані карт механізмів деформації [29], де показано, що в магнії при цій температурі ($0,512T_{\text{пл}}$) і напруженнях $\sigma_{11} = 30\text{—}140$ МПа, які відповідають $(0,94\text{—}4,4)\cdot 10^{-3} \tau/G$, контролюючим механізмом є низькотемпературна дислокаційна повзучість по ступеневому закону. При цьому додатковим акомодуючим механізмом пластичної деформації може бути як зернограничне дислокаційне ковзання, так і дифузійна повзучість, яка для Mg при високих температурах переважає дислокаційну навіть при великих швидкостях деформації. В той же час в жароміцних сплавах системи Mg—Al дифузійні механізми деформації стримуються особливостями структурної будови цих сплавів [28, 30, 31] і при температурі 200 °С дифузійні та дислокаційні механізми можна розглядати як конкуруючі.

У відповідності до цієї зміни механізмів змінюється і псевдопружна поведінка досліджених матеріалів. При температурі 100 °С псевдопружні петлі спостерігаються в обох досліджених матеріалах. Характер їх зміни з деформацією такий, як і при кімнатній температурі (рис. 4, б), але абсолютні значення псевдопружної деформації приблизно вдвічі менші. Також зберігається характерне збільшення швидкості змінення псевдопружних ділянок з підвищенням ступеня деформації (рис. 2, д та 3, д), тобто при температурі 100 °С основні механізми формування псевдопружних петель залишаються такими самими.

При температурі 200 °С спостерігаються зміни. В зразках Mg псевдопружність практично зникає (псевдопружна деформація визначається на границі чутливості використаного метода її вимірювання). В сплаві, легovanому алюмінієм, петлі при цій температурі фіксуються достатньо надійно, але псевдопружна деформація значно менша, ніж при низьких температурах, і практично зникає різниця у швидкості зміцнення. Загалом, це вказує на те, що зміна механізму деформації від базисного ковзання до небазисного чи дифузійної повзучості приводить до зникнення ефекту

псевдопружності. Природа цього зниження, ймовірно за все, полягає в тому, що критичне напруження течії небазисного ковзання (призматичного та/або пірамідального) різко зменшується зі зростанням температури в порівнянні з базисним. Далі, ймовірно, в області 100—200 °С їх значення зрівнюються, та, оскільки призматичне і пірамідальне ковзання володіють значно більшим числом систем ковзання, ніж базисне, передача ковзання між кристалами за допомогою утворення двійників стає менш енергетично вигідною за небазисне ковзання, тож і ефект псевдопружності зменшуються та зовсім зникає зі зростанням температури.

Обговорення результатів

У вступній частині роботи відзначалися значні успіхи, що досягнуті в теорії пружного двійникування. Проте до нинішнього часу існує багато проблем, що ускладнюють експериментальні дослідження та подальші теоретичні напрацювання. Перш за все, це відноситься до мікромеханізмів розповсюдження пружних двійників в непрозорих матеріалах. Ці складнощі особливо проявляються, коли двійникування відбувається в пружному полі дефектів деформаційного походження, що утворилися внаслідок попередньої пластичної деформації. В цьому випадку запропонована в роботі методологія порівняльного аналізу вихідних ділянок псевдопружних петель, отриманих після пластичних деформацій різного ступеня, дає важливу додаткову інформацію з цього приводу.

Відомо, що для утворення та початку руху псевдопружного двійника необхідна значна концентрація напружень [5, 24]. В дослідженому випадку цю концентрацію створюють дислокації базової системи ковзання, що залишилися в кристалі і не прийняли участь у формозміні зразка на ранній стадії пластичної деформації. За відсутності достатньої концентрації двійник рухатися не буде. Тому на початковій ділянці кривої навантаження петлі не утворюються. Збіг значень напружень, за яких при першому навантаженні виникає петля, а при наступних закінчується лінійна пружна ділянка, пояснюється тим, що при повторному навантаженні концентрацію напружень для початку руху двійника забезпечують існуючі скупчення і в додатковому русі дислокацій немає потреби.

Формування псевдопружних петель відбувається в пружному полі існуючих дефектів. Концентрація цих дефектів підвищується зі збільшенням ступеня попередньої деформації і, відповідно, зростає їх протидія руху двійників. Тому при заданому значенні зовнішньої напруги псевдопружна деформація зменшується зі збільшенням попередньої деформації, а напруження, що відповідають однаковій псевдопружній деформації, із ступенем пластичної деформації зростають.

Цікавим і важливим для практики є питання про максимальну псевдопружну деформацію, яка досягається в пластично деформованому зразку. Як слідує з експерименту (рис. 4, *а, б, зліва*), при малих попередніх деформаціях ширина петель збільшується з деформацією, але таке зростання поступово уповільнюється і при відносно малих деформаціях досягає насичення. Далі в широкому інтервалі деформацій ширина петель майже не змінюється, а іноді навіть й зменшується. Цікаво, що в цьому інтервалі деформацій напруження плинину в магнії збільшується практично вдвічі (рис. 2, *а*). Тобто в даному випадку підвищення деформуючого

напруження не сприяє зростанню псевдопружної деформації. Можливим поясненням цього ефекту може бути включення в процес пластичного деформування інших систем ковзання. Дані табл. 1 вказують на те, що при напруженні ~60 МПа в полікристалічному магнії починають працювати пірамідальна та призматична системи ковзання. Вони є менш сприятливими, ніж базова, для розвитку двійникування і стримують зростання псевдопружної деформації.

Висновки

Величина псевдопружної деформації магнію зростає зі збільшенням попередньої деформації до $\epsilon_a = 0,002$ при $\delta = 3\%$. На легovanому алюмінієм сплаві максимальна псевдопружна деформація досягає найбільших значень $\epsilon_a = 0,004$ при $\delta = 1,5\%$.

При повторних навантаженнях значення модуля пружності та напруження, що відповідають початку псевдопружної поведінки, є сталими і не залежать від величини попередньої деформації. Напруження, що відповідають однаковим значенням псевдопружної деформації, збільшуються зі зростанням величини попередньої деформації.

При температурі випробувань 100 °С всі особливості поведінки псевдопружних петель зберігаються, але абсолютні значення псевдопружних характеристик зменшуються.

При температурі випробувань 200 °С в зразках Mg псевдопружність практично зникає. В сплаві, легovanому алюмінієм, петлі при цій температурі фіксуються достатньо надійно, але псевдопружна деформація значно менша, ніж при низьких температурах. Зміна механізму деформації від ковзання дислокацій переважно по базисним площинам до ковзання по небазисним та до дифузійної повзучості веде до зникнення ефекту псевдопружності.

Запропонована в роботі методологія порівняльного аналізу вихідних ділянок псевдопружних петель, отриманих після пластичної деформації різного ступеня, дає важливу додаткову інформацію про поведінку пружних двійників. Показано, що при аналізі законів формування псевдопружної деформації слід враховувати наявність деформаційних дефектів, їх взаємодію з двійниками та механізми, за якими відбувається пластична деформація дослідженого зразка.

1. *Cleveland R. M.* Inelastic effect on springback in metals / R. M. Cleveland, A. K. Ghosh // *Internat. J. of Plasticity*. — 2002. — No. 18. — P. 769—785.
2. *Perez R.* Study of the inelastic response of TRIP steels after plastic deformation / R. Perez, S. A. Benito, J. M. Prado // *ISIT Internat.* — 2005. — No. 45. — P. 1925—1933.
3. *Yu H. Y.* Variation of elastic modulus during plastic deformation and its influence on springback // *Mater. and Design*. — 2009. — No. 30. — P. 846—850.
4. *Фалалеев А. П.* Моделирование нелинейного поведения двухфазных автомобильных сталей при разгрузке // *Вісник Сев.НТУ: зб. наук. пр.* — Севастопіль. — 2012. — Вип. 129. — С. 246—252.
5. *Башмаков В. И.* Пластификация и упрочнение металлических кристаллов при механическом двойниковании / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова. — Минск : УП „Технопринт”, 2001. — 218 с.
6. *Otsuka K.* Physical metallurgy of Ti—Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // *Progress in Mater. Sci.* — 2005. — 50. — P. 511—678.

7. Коваль Ю. Н. Деформационные и релаксационные явления при превращениях мартенситного типа: (Монография) / Ю. Н. Коваль, В. А. Лободюк. — К. : Наук. думка, 2010. — 287 с.
8. Лободюк В. А. Мартенситные превращения / В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин. — М. : Физмалит, 2009. — 352 с.
9. Cáceres C. H. The strength of concentrated Mg—Zn solid solutions // C. H. Cáceres, A. Blake // *Phys. Stat. Solidi*. — 2002. — **194** (a). — P. 147—158.
10. Duerig T. W. An engineer's perspective of pseudoelasticity / T. W. Duerig, R. Zadno // *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. — Butterworth-Heinemann, Essex, 1990. — P. 369—393.
11. Gharghouri M. A. Study of the mechanical properties of Mg—7,7at. % Al by *in situ* neutron diffraction / [M. A. Gharghouri, G. C. Weatherly, J. D. Embury, J. Root] // *Philosophical Magazine*. — 1999. — **79**. — P. 1671—1696.
12. Nagarajana D. Anelastic phenomena in Mg—Al alloys / D. Nagarajana, C. H. Cáceres, J. R. Griffiths // *Acta Phys. Polonica A*. — 2012. — **122**, No. 3. — P. 501—504.
13. Woolley R. L. Thermoelectric power and the baushinger effect // *J. of the Institute of Metals*. — 1954. — **83**. — P. 57—58.
14. Jones ERW. The “elastic hysteresis” of uranium / ERW Jones, W. J. Munro // *J. of the Mechanics and Physics of Solids*. — 1953. — **1**. — P. 182.
15. Reed-Hill R. E. Some anelastic effects in zirconium at room temperature resulting from prestrain at 77 K / R. E. Reed-Hill, E. P. Dahlberg, Jr. W. A. Slippy // *AIME Trans.* — 1965. — **233**. — P. 1766.
16. Sumitomo T. Pseudoelastic behavior of cast magnesium AZ91 alloy under cyclic loading-unloading / T. Sumitomo, C. H. Cáceres, M. Veidt // *1st Internat. conf. on Light Metals Technology*. — CAST Centre Pty. Ltd., Brisbane, 2003. — P. 349.
17. Peter Molnar. Reversible motion of twin boundaries in AZ31 alloy and new design of magnesium alloys as smart material / Peter Molnar, Andriy Ostapovets, Aleš Jager // *Mater. and Design*. — 2014. — **56**. — P. 509—516.
18. Qinghuan Huo. Stress-strain hysteresis and strain hardening during cyclic tensile test of Mg—0,6at % Y alloy / [Qinghuan Huo, Daisuke Ando, Yuji Sutou, Junichi Koike] // *Mater. Sci. & Engineering A*. — 2016. — **678**. — P. 235—242.
19. Jäger A. Twinning-detwinning assisted reversible plasticity in thin magnesium wires prepared by one-step direct extrusion / A. Jäger, S. Habr, K. Tesář // *Mater. and Design*. — 2016. — **110**. — P. 895—902.
20. Vinogradov A. In situ observations of the kinetics of twinning–detwinning and dislocation slip in magnesium / A. Vinogradov, E. Vasilev, M. Linderov // *Mater. Sci. & Engineering A*. — 2016. — **676**. — P. 351—360.
21. Cáceres C. H. Pseudoelastic behaviour of cast magnesium AZ91 alloy under cyclic loading–unloading / C. H. Cáceres, T. Sumitomo, M. Veidt // *Acta Mater.* — 2003. — **51**. — P. 6211—6218.
22. Mann G. E. Reversible plastic strain during cyclic loading–unloading of Mg and Mg—Zn alloys / [G. E. Mann, T. Sumitomo, C. H. Cáceres, J. R. Griffiths] // *Mater. Sci. and Engineering A*. — 2007. — **456**. — P. 138—146.
23. Nagarajan D. Anelastic behavior of Mg—Al and Mg—Zn solid solutions / D. Nagarajan, X. Ren, C. H. Cáceres // *Mater. Sci. & Engineering A*. — 2017. — **681**. — P. 253—267.
24. Косевич А. М. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов / А. М. Косевич, В. С. Бойко // *Успехи физ. наук*. — 1971. — **104**, вып. 2. — С. 202—254.
25. Головин И. С. Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов. — М. : МИСиС, 2012. — 259 с.

26. Криштал М. А. Внутреннее трение в металлах и сплавах / М. А. Криштал, Ю. В. Пигузов, С. А. Головин. — М. : Металлургия, 1964. — 378 с.
27. Kelley E. W. The deformation characteristic of textured magnesium / E. W. Kelley, W. F. Hosford // Transactions of the Metallurgical Soc. of AIME. — 1968. — **242**. — P. 5—13.
28. Tkachenko V. G. Frizel creep resistance and long-term strength of structural magnesium alloys / [V. G. Tkachenko, I. N. Maksimchuk, P. Yu. Volosevich et al.] // High Temperature Materials and Processes. — 2006. — **25**, No. 1–2. — P. 97—107.
29. Фрост Д. М. Эшби Карты механизмов деформации. — М. : Мир, 1982. — 358 с.
30. Малка А. Н. Механизмы релаксации напряжений в новых конструкционных магниевых сплавах системы Mg—Al—Ca // Металлофизика и новейшие технологии. — 2006. — **28**, спец. вып. — С. 201—207.
31. Максимчук И. Н. Влияние добавок кальция на стабилизацию твёрдого раствора сплавов на основе системы Mg—Al / [И. Н. Максимчук, В. Г. Ткаченко, А. Н. Малка и др.] // Там же. — 2009. — **31**, № 8. — С. 1073—1081.

Температурная зависимость псевдоупругого поведения в цикле нагружение—разгружение Mg и сплава Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti

Ю. Н. Подрезов, А. Н. Малка, П. М. Романко, Е. А. Валуйская

Исследована температурная зависимость псевдоупругого поведения магния и его сплава. Предложена оригинальная методология сравнительного анализа восходящих участков псевдоупругих петель, полученных после пластической деформации разной степени. При анализе закономерностей формирования псевдоупругой деформации принималось во внимание наличие деформационных дефектов, их взаимодействие с двойниками и механизмы, по которым происходит пластическая деформация исследуемого образца. Показано, что при температуре испытания 100 °С особенности поведения псевдоупругих петель такие же, как при комнатной температуре. При температуре испытания 200 °С в образцах магния псевдоупругость практически исчезает. Изменение механизма деформации от базисного скольжения до небазисного и до диффузионной ползучести ведет к исчезновению эффекта псевдоупругости.

Ключевые слова: магний, псевдоупругость, двойники, петля гистерезиса.

The temperature dependence of pseudoelastic behavior in the cycle loading—unloading Mg and the alloy Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti

Yu. M. Podrezov, O. M. Malka, P. M. Romanko, K. O. Valuiska

The temperature dependence of the pseudoelastic behavior of magnesium and its alloy is studied. In the article offers an original methodology for comparative analysis of ascending sections of pseudoelastic loops, obtained after different plastic deformation. In analyzing the regularities of the formation of pseudoelastic deformation, the presence of deformation defects was taken into account, their interaction with twins and the mechanisms by which plastic deformation of the sample under study takes place. It was shown that at the test temperature 100 °C the behavior of the pseudoelastic loops is the same as at room temperature. At the test temperature 200 °C in the samples of magnesium, the pseudoelasticity practically disappears. The change in the mechanism of deformation from basis sliding to nonbasis and to diffusion creep leads to the disappearance of the pseudoelasticity effect.

Keywords: magnesium, pseudoelastic, twins, hysteresis loop.