

Вплив температури на демпфуючі властивості Mg та сплавів Mg—Al в високоамплітудній області

П. М. Романко, О. М. Малка*, І. М. Максимчук,
Ю. М. Подрезов, Н. М. Марченко

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

*E-mail: omalka7049@gmail.com

Для Mg та сплавів Mg—Al в широкому інтервалі амплітуд механічних коливань методами ступінчастого циклічного навантаження-розвантаження проведено виміри непружної деформації ε_{an} , демпфуючої здатності ψ та $\tan \beta$ і умовної межі початку двійникування $\sigma_{0,002}^{0\theta}$ при температурах від кімнатної до 300 °C. Досліджено залежність демпфуючої здатності (ДЗ) від амплітуди прикладених в циклі напружень, температури та хімічного складу сплавів. Показано незалежність величини $\sigma_{0,002}^{0\theta}$ від температури в інтервалі 20—300 °C, що підтверджує атермічний механізм пружного двійникування. Встановлено зміну механізмів деформації за високих температур, яка полягає в заміщенні пружного двійникування небазисним ковзанням і призводить до значного зменшення або повної втрати ДЗ матеріалу.

Ключові слова: двійникування, демпфуюча здатність, умовна межа двійникування, анеластична деформація, тангенс кута втрат.

Вступ

У магнію та його сплавах механічне двійникування є одним з необхідних механізмів деформації. За кімнатної температури в полі прикладених напружень деформація починається легкоактивованим базисним ковзанням, яке може забезпечити лише дві незалежні системи ковзання, в той час як для протікання однорідної деформації, згідно з критерієм Мізеса, необхідно мінімум п'ять таких систем. Небазисне ковзання не може бути задіяне, оскільки напруження, за яких воно активується, надзвичайно великі (60 МПа — призматичне, 76 МПа — пірамідальне, в порівнянні з базисним — 1 МПа) [1—4]. Але в магнієвих сплавах, як і в багатьох ГЦУ полікристалах, в яких відношення c/a більше за ідеальну величину 1,633, за кімнатної температури критичне напруження зсуву для розтягнення в двійниках ($CRSS = 4$ МПа) значно нижче, ніж напруження ковзання по небазисних площинах [4—7], тому деформація двійникування починається майже одразу після базисного ковзання і забезпечує разом з базисним ковзанням п'ять незалежних систем ковзання.

У попередній роботі [8] на прикладі сплавів системи Mg—Al було досліджено вплив максимального прикладеного в циклі напруження і хімічного складу на демпфуючу здатність (ДЗ) матеріалу. Було показано, що низькі прикладені в циклі напруження (менші за умовну межу пружного двійникування) супроводжуються низькою ДЗ, близькою до нуля. Збільшення напруження в наступних циклах навантаження

© П. М. Романко, О. М. Малка, І. М. Максимчук, Ю. М. Подрезов,
Н. М. Марченко, 2025

приводить до різкого зростання ДЗ за рахунок активації пружного двійникування, що протікає в умовах супутнього базисного ковзання. Допоки зазначений механізм деформації залишається незмінним, зі збільшенням максимального напруження в циклі ДЗ зростає і сягає свого максимуму (піку). Коли напруження в циклі досягає величини, що відповідає активації небазисного (призматичного, пірамідального) ковзання, пружне двійникування заміщується ковзанням по відповідних площинах. Кількість незалежних систем ковзання збільшується і тому двійникування стає менш задіяним або взагалі неможливим, що призводить до зменшення ДЗ металу. Пік відповідає напруженням, за яких відбувається зміна механізмів деформування (від двійникування до ковзання). Таким чином, було показано, що величиною, яка визначає зміну механізму деформування, а тим самим і ДЗ, є максимальне прикладене в циклі напруження.

Легування магнію алюмінієм (3, 6, 9% (мас.)) приводить до зміщення піку ДЗ в область більш високих напружень з підвищенням концентрації Al [8]. У цій роботі основну увагу зосереджено на зміні інтенсивності двійникування в магнії і сплавах Mg—Al (3, 6, 9% (мас.)) залежно від температури. Інформація про вплив температури на двійникову активність не є однозначною [4]. Більшість авторів вважають, що для $\dot{\epsilon} = 10^{-3}—10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в інтервалі температур 20—300 °C CRSS двійникування є величиною постійною і незалежною від $\dot{\epsilon}$ і T [5, 9—13], в той час як CRSS для призматичних і пірамідальних систем ковзання швидко знижуються з підвищенням температури до 300 °C. У зв'язку з цим за високих температур двійникування заміщується ковзанням по небазисних площинах [5, 13]. Більш повному розумінню зміни механізмів деформації за підвищених температур заважає недостатня кількість літературних даних відносно активності різних систем ковзання і двійникування, а також відсутність прямих електронно-мікроскопічних (ТЕМ) спостережень за високих температур.

Метою даної роботи є вивчення зміни механізмів деформації і ДЗ в магнії і сплавах Mg—Al в інтервалі температур 20—300 °C.

Матеріали і методи досліджень

Зливки досліджуваних матеріалів (Mg, Mg—3Al, Mg—6Al, Mg—9Al) розмірами 33 × 23 × 82 мм (висота, ширина, довжина) отримано за стандартною технологією в лабораторній резистивній печі в атмосфері технічно чистого аргону. Розплав витримували при температурі ~700 °C 30 хв та розливали в сталевий кристалізатор. Зразки для механічних випробувань циліндричної форми з розмірами робочої частини: $l = 18 \text{ мм}$, $\varnothing 3 \text{ мм}$, вирізали зі зливок у напрямку, паралельному до довжини. Експерименти на розтяг проводили на машині 1246P-2300/2. Застосовували метод циклічного навантаження-розвантаження з поступовим збільшенням максимального напруження в кожному наступному циклі до повного руйнування зразка. Докладний опис цього методу наведений в роботі [8]. Швидкість розтягнення складала 0,2 мм/хв на початкових стадіях (до 30 МПа) і 1 мм/хв — на пізніх, що відповідає усталеній швидкості деформації $0,2 \cdot 10^{-3}$ і 10^{-3} с^{-1} відповідно.

Температурні випробування при 20, 100, 200 і 300 °C здійснювали в вакуумі, витримуючи зразок за кожної температури 30 хв перед початком розтягу. Точність підтримання температури складала $\pm 0,1 \text{ °C}$. Розрахунок

стандартних механічних характеристик (E , $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ , ψ) проводили по кривих розтягу (σ — ε) та вимірах зразків до та після розриву. Демпфуючі властивості, такі як анеластична деформація ε_{an} , умовна межа двійникування $\sigma_{0,002}^{dB}$, розсіяна за один цикл енергія ψ , тангенс кута втрат $\tan \beta$ розраховували після кожного циклу навантаження, використовуючи діаграму розтягу.

Результати експериментів та їх обговорення

Як відомо, розсіяну під час коливань енергію можна розрахувати за відомими формулами

$$\psi = \Delta W / U = 2\pi \tan \beta, \quad (1)$$

де ψ — відносна розсіяна енергія; ΔW — розсіяна за цикл усталених коливань енергія, яка розраховується за площею гістерезисної петлі; U — амплітудне значення потенційної енергії.

Математичні розрахунки величини демпфуючої здатності ψ досить складні і потребують значного часу. У цій роботі нами використано методику аналізу зміни механізмів ДЗ за тангенсом кута втрат, який застосовується в динамічному механічному аналізі (ДМА) для дослідження в'язко-пружних матеріалів [14]. Нагадаємо, що, згідно з цією методикою, $\tan \beta$ розраховується за формулою $\tan \beta = E_2 / E_1$. Модуль пружності пружно-в'язкого матеріалу розкладається на E_1 (модуль пружності, що характеризує пружні властивості матеріалу) і E_2 (модуль непружності, що характеризує перетворення механічної енергії, наприклад в тепло, є мірою неповерненої, втраченої, розсіяної енергії коливань). За фіксованого напруження відношення пружного і непружного модулів визначається відповідними деформаціями ($\varepsilon_1 = \varepsilon_{el}$, $\varepsilon_2 = \varepsilon_{an}$). Слід зазначити, що зі зменшенням співвідношення величини непружної до пружної деформації покращується співпадіння результатів, отриманих за різними методиками.

На рис. 1 наведено криві залежності розсіяної енергії від прикладеного в циклі максимального напруження для сплавів Mg—Al, розраховані за двома описаними методами. На обох графіках максимумами ψ і $\tan \beta$, які відповідають критичним напруженням зміни механізмів деформації, співпадають, тому надалі для спрощення розрахунків аналіз демпфуючих властивостей матеріалу будемо проводити за розрахунками величини тангенсу кута втрат $\tan \beta$.

На рис. 2—5 представлено залежності ДЗ, $\tan \beta$, $\sigma_{0,002}^{dB}$, ε_{an} від температури випробувань і максимального прикладеного в циклі напруження відповідно для Mg, Mg—3Al, Mg—6Al, Mg—9Al. Визначення $\tan \beta$ описано раніше, умовну межу двійникування $\sigma_{0,002}^{dB}$ розраховували з кривих циклічного навантаження за додаткової виключно непружної деформації, рівній $2 \cdot 10^{-5}$, непружну деформацію ε_{an} вимірювали по ширині петлі, утвореної лініями пружного розвантаження і навантаження. Зауважимо, що всі експериментальні результати отримані в області рівномірного видовження зразка. Для чистого магнію для кожної вибраної температури наведено залишкову деформацію δ , що відповідає максимальній ДЗ (пік $\tan \beta$) і максимальній рівномірній деформації, яка відповідає останній точці на кривих (рис. 2, а).

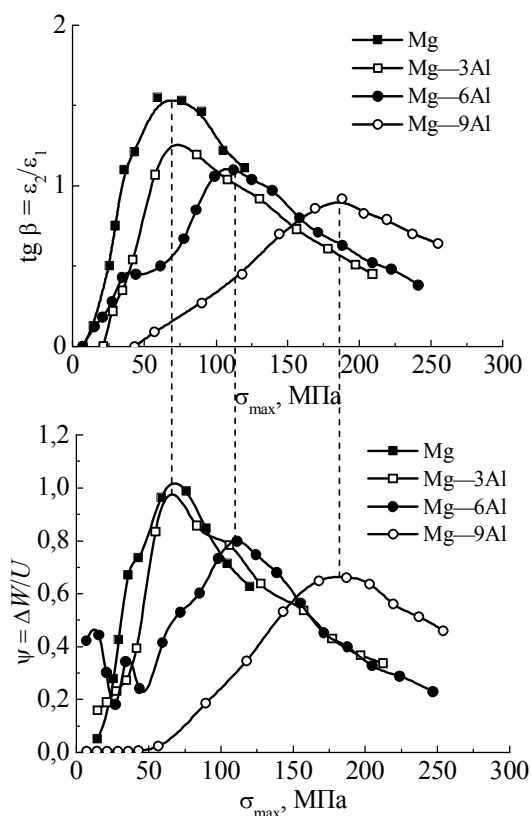


Рис. 1. Порівняльні графіки розсіювання енергії залежно від максимального напруження в циклі навантаження, отримані за двома методами розрахунків.

Магній

Обговорення отриманих результатів почнемо з магнію, як найбільш вивченого з досліджених сплавів. На рис. 2, *a* видно, що максимальна кількість розсіяної за цикл енергії (пік $\text{tg } \beta$) зменшується зі зростанням температури від 20 до 300 °С, зміщуючись у цьому разі в область менших напружень, а при 300 °С взагалі зникає. У роботі [8] показано (для кімнатної температури), що пік розсіяної енергії обумовлений зміною механізмів деформації, коли напруження в циклі досягають критичного рівня, при цьому активується небазисне ковзання (спочатку призматичне при вище ~60 МПа, а потім і пірамідальне — вище ~76 МПа). У цей момент відбувається заміщення пружного двійникування як структурного елемента, який забезпечує високі демпфуючі властивості матеріалу, на небазисне ковзання. Вклад пружного двійникування в загальну деформацію стає меншим, що і призводить до зменшення ДЗ за високих напружень (>60 МПа) (рис. 2, *a*). Підвищення температури сприяє зменшенню ДЗ матеріалу і значному зниженню напружень, за яких відбувається зміна механізмів деформації. Абсолютна величина $\text{tg } \beta$ на піку зменшується в 2 рази при 100 °С і в 3 рази при 200 °С по відношенню до $\text{tg } \beta$ за кімнатної температури. При 300 °С двійникування в Mg взагалі неможливе і $\text{tg } \beta = 0$.

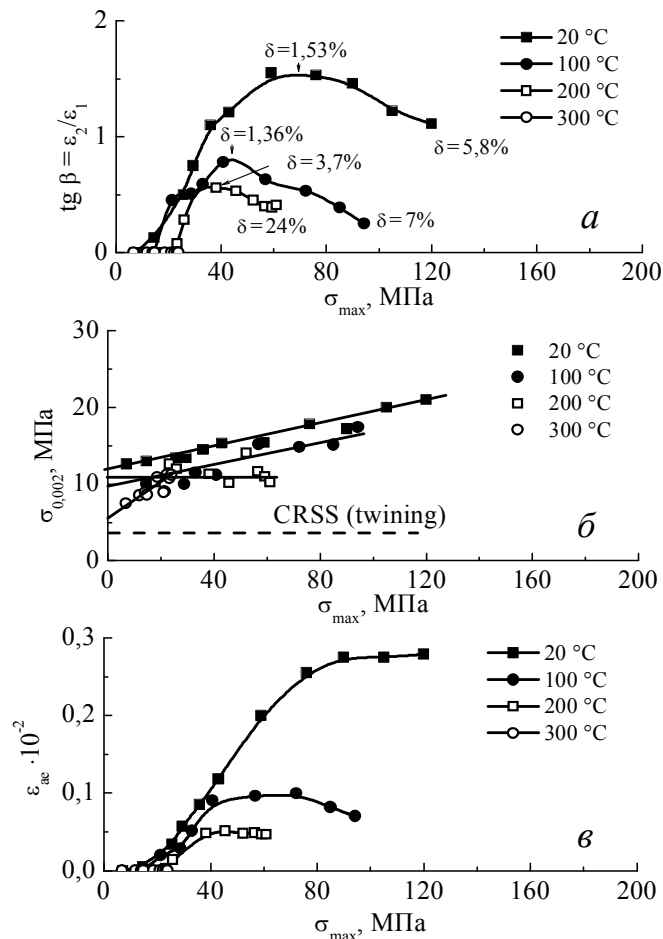


Рис. 2. Залежність демпфуючих характеристик від максимального напруження в циклі навантажень для Mg.

Напруження, за яких відбувається зміна механізмів деформації, знижується від 60—76 МПа при 20 °C до ~40 МПа при 100 °C і далі до ~37 МПа при 200 °C. При 300 °C зміни механізмів деформації не відбувається і вона протікає шляхом ковзання без пружного двійникування.

Надзвичайно великі показники $\text{tg } \beta$ в високоамплітудній області обумовлені нелінійним характером залежності непружної деформації ϵ_{an} від σ , на відміну від пружної ϵ_{el} (яка підпорядковується лінійному закону Гука). Тому зі зростанням напруження в циклі коливань ϵ_{an} збільшується значно швидше і може бути навіть більшою за ϵ_{el} за великих напружень. Проведено порівняльні експерименти в області напружень, близьких до 20 МПа, за двома методами: 1) ДМА на приладі 242C фірми NETZSCH (Німеччина); 2) методом циклічного ступінчастого навантаження-розвантаження. Отримані значення $\text{tg } \beta = 0,1$ при 22 МПа (для 1-го методу) і $\text{tg } \beta = 0,12$ при 25 МПа (для 2-го методу) показали досить хороший збіг результатів. Для проведених дослідів напруження $\sigma \sim 20$ МПа є верхньою межею ДМА-методу і одночасно близькі до нижньої межі чутливості використаного в роботі методу циклічного ступінчастого навантаження.

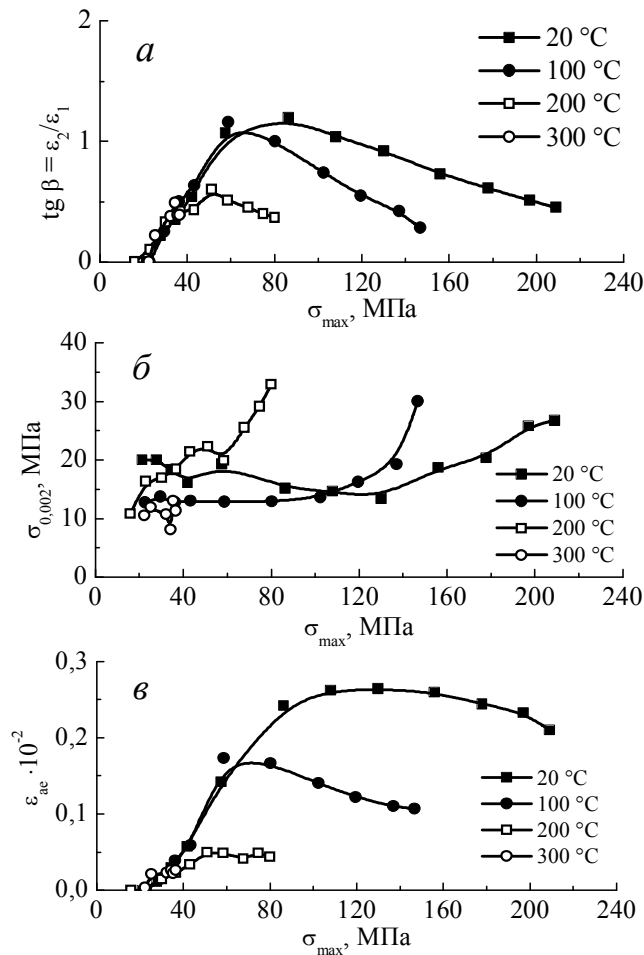


Рис. 3. Залежність демпфуючих характеристик від максимального напруження в циклі навантажень для Mg—3Al.

Для магнію залежність умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}}$ від температури і прикладеного напруження показана на рис. 2, б. Інтенсивне двійникування починається при $\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}} = 11\text{—}12$ МПа, не залежить від температури в діапазоні 20—200 °C і за абсолютною величиною в 3 рази більше за CRSS двійникування (4 МПа) [13]. Різниця в абсолютних значеннях обумовлена переходом від моно- до полікристалічного матеріалу, але в більшій мірі інтенсивністю процесу пружного двійникування ($\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}}$ фіксується при непружній деформації $\varepsilon_{\text{ан}} = 2 \cdot 10^{-5}$, що відповідає утворенню багатьох тисяч двійникових дислокацій, тоді як CRSS — за меншої $\varepsilon_{\text{ан}}$ на початковій стадії двійникування, зародження двійників).

При 300 °C аanelастична деформація відсутня (в межах чутливості застосованого методу), гістерезисна петля також, а відхилення від лінії пружного навантаження при $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-5}$ починається при $\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}} = 7,5\text{—}8,5$ МПа. Різниця між напруженням 7,5—8,5 МПа і $\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}} = 11\text{—}12$ МПа (за якого починається інтенсивне двійникування) незначна, але відіграє вирішальну

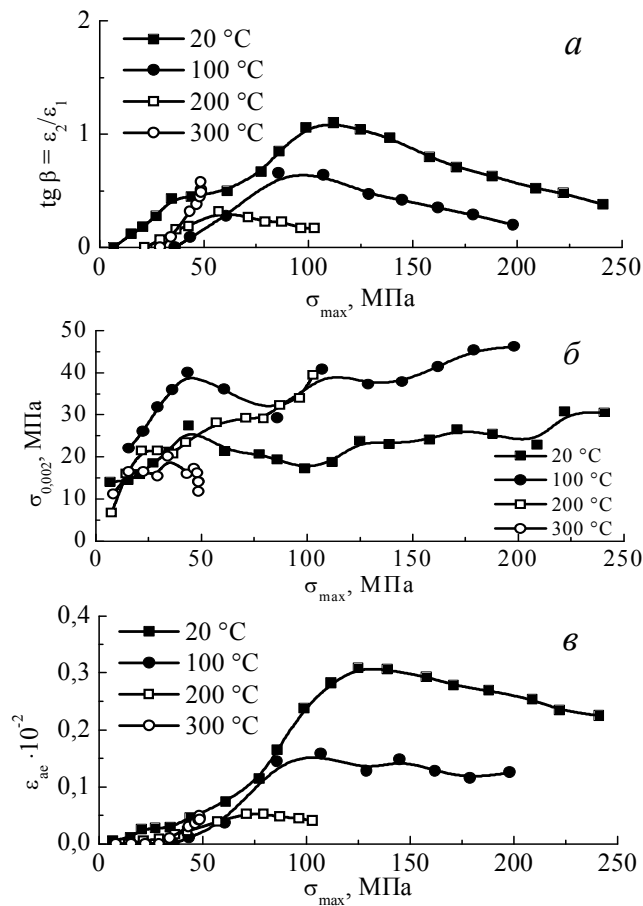


Рис. 4. Залежність демпфуючих характеристик від максимального напруження в циклі навантажень для Mg—6Al.

роль в зміні механізмів деформації. Якщо при температурах 20, 100 і 200 °C відхилення від лінії пружного навантаження обумовлене збільшенням непружної деформації з початком інтенсивного двійникування, то при 300 °C напруження не досягають порогу двійникування, деформація починається раніше, за менших напружень, протікає завдяки ковзанню і є повністю необерненою.

Зміна механізмів деформації, яка обумовлена зростанням температури, дуже добре пояснена Барнетом [9]. Узагальнені результати багатьох авторів схематично показані на рис. 6.

У той час, коли межа двійникування 4 МПа для Mg (CRSS) є атермічною і не залежить від температури, CRSS ковзання по призматичних і пірамідальних площинах різко зменшується з підвищенням температури. За певної, досить високої температури, настає момент, коли деформація розпочинається і продовжується за рахунок ковзання, яке заміщує незадіяне двійникування. А оскільки фізична природа високої ДЗ в Mg двійникова, то відсутність пружного двійникування призводить до повного зникнення непружної деформації і ДЗ, які спричинені процесом оберненого двійникування (рис. 3, 300 °C).

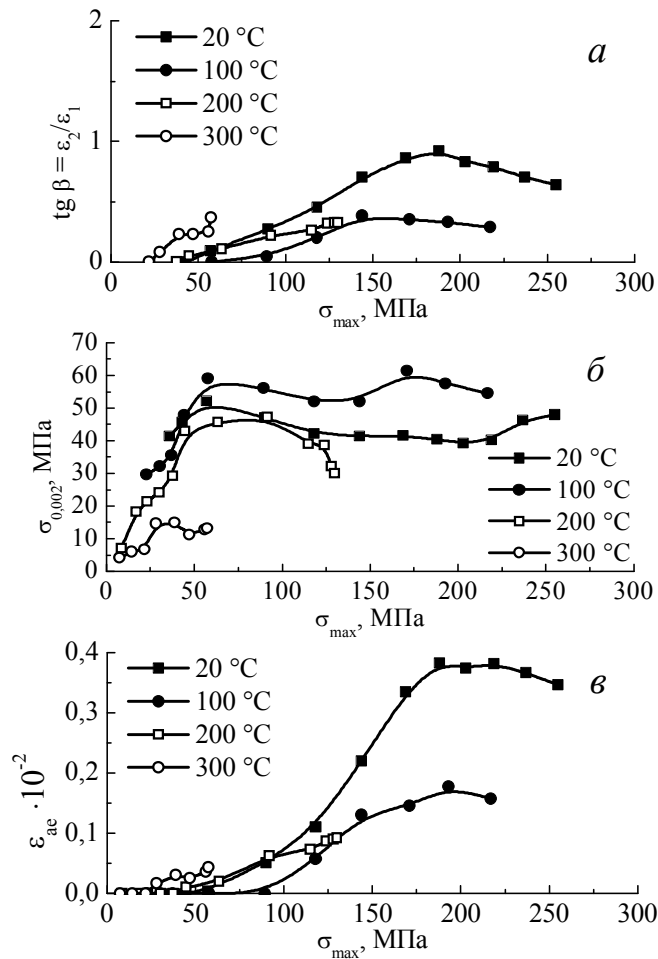


Рис. 5. Залежність демпфуючих характеристик від максимального напруження в циклі навантажень для Mg—9Al.

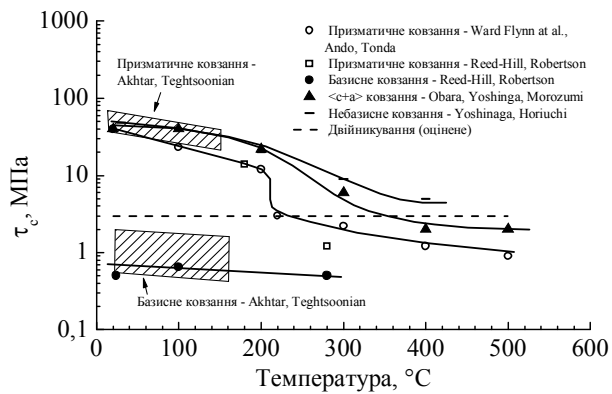


Рис. 6. Вплив температури деформації на CRSS в Mg [13].

Зростання умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{\text{ДВ}}$ з підвищенням напруження в кожному наступному циклі навантаження (рис. 2, б) можна пояснити деформаційним зміцненням за відносно низьких температур (20 та 100 °C). Застосована методика призводить до значної пластичної деформації матеріалу між окремими циклами навантаження. За таких умов

деформування збільшується густина дислокацій та інших дефектів структури і відбувається викривлення кристалічної ґратки. Утворення і зростання двійників у такій структурі стає важчим і потребує додаткової енергії (збільшення прикладених напружень). У роботі [15] вивчено механізм зростання пружних двійників в металі на прикладі монокристалів сурми і показано значний вплив дефектів кристалічної ґратки на розвиток пружних двійників, які спостерігалися переважно в областях кристалів, де густина дислокацій невелика. Зі зростанням густини дислокацій до 10^{10} — 10^{11} м⁻² двійники, що виникали в кристалі під дією прикладених напружень, зберігалися і після зняття навантаження.

За більш високих температур (рис. 2, б, 200 та 300 °С) відбувається частковий або повний відпал дефектів кристалічної ґратки, утворених при деформації, тому густина дислокацій залишається майже незмінною і, як наслідок, деформаційне зміцнення не спостерігається, а умовна межа двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ залишається постійною.

Сплави Mg—Al

Якщо вважати, що основною причиною високої ДЗ магнієвих сплавів є їх схильність до оберненого пружного двійникування, то можна спрогнозувати, що в результаті розчинення в Mg атомів інших елементів, наприклад алюмінію, відбувається спотворення кристалічної ґратки розчинника та збільшення величини CRSS за рахунок закріплення дислокацій, внаслідок чого процес пружного двійникування суттєво ускладнюється. Загальна картина отриманих нами результатів (рис. 3—5) на сплавах Mg—Al підтверджує вказану версію. Так, зі зростанням концентрації алюмінію умовна межа двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ значно збільшується від 11—12 МПа для чистого Mg до ~40—50 МПа для сплаву Mg—9Al. У сплавах Mg—6Al, Mg—9Al вміст атомів Al перевищує межу розчинності, тому окрім зміцнення твердого розчину в цих сплавах відбувається зміцнення за рахунок утворення інтерметалідної фази Mg₁₇Al₁₂. Піки (максимуми) tg β спостерігаються для усіх досліджених сплавів, аналогічно як і у Mg, але мають різну величину залежно від легування і температури. Легування Al в кількості до 9% призводить до зменшення піків і одночасного зміщення їх в область високих прикладених в циклі навантажень. Зростання температури до 300 °С викликає зниження величини піків. Для Mg такі зміни відбуваються різко, від максимальної tg β = 0,155 (за кімнатної температури) до мінімальної tg β = 0 (при 300 °С), тоді як в легованих сплавах повільніше. Наприклад, у сплаві Mg—9Al від максимальної tg β = 0,9 (за кімнатної температури) до мінімальної tg β = 0,3 (при 300 °С).

Зміна умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ в сплавах Mg—Al залежно від легування, температури та величини прикладених напружень в циклі навантаження відбувається по складних законах і потребує окремого розгляду. Почнемо зі сплаву Mg—3Al (твердий розчин). За кімнатної температури інтенсивне двійникування в ньому починається за мінімальної пластичної деформації $\delta = 0,006\%$ і максимального напруження в циклі навантаження $\sigma = 22$ МПа і складає $\sigma_{0,002}^{ДВ} \sim 20$ МПа. Збільшення максимального прикладеного напруження в наступних циклах до $\sigma = 130$ МПа

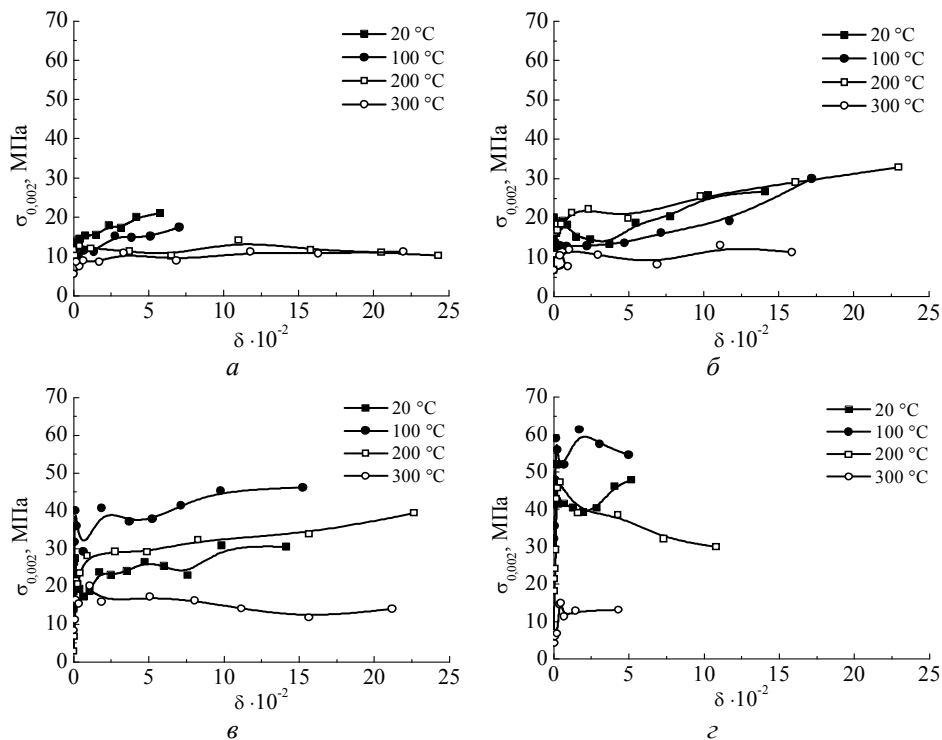


Рис. 7. Залежність умовної межі двійникування від залишкової деформації δ для Mg (а) та магнієвих сплавів Mg—3Al, Mg—6Al, Mg—9Al (б—г).

призводить до пластичної деформації зразка $\delta = 3,7\%$ і, відповідно, до нагартування початкової структури, тобто збільшення густини дислокацій. Незважаючи на це, двійникування починається за менших напружень, поступово знижуючись з 20 до 13—13,5 МПа (при $\sigma = 130$ МПа і $\delta = 3,7\%$). Наступна значна пластична деформація ($\delta = 5 \rightarrow 10\%$) за великих амплітуд прикладених напружень ($\sigma = 130 \rightarrow 209$ МПа), навпаки, викликає деформаційне зміцнення металу і відповідне зростання $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ від 13—13,5 до 26,5 МПа (рис. 7, б), аналогічно як і у чистого Mg.

Принципова відмінність поведінки умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ в сплавах і в Mg полягає в наявності своєрідного “зуба” плинності на ранній стадії деформації при 20 °C. Тобто, щоб ініціювати початок пружного двійникування в твердому розчині Mg—3Al, потрібно подолати відповідний енергетичний бар’єр, створений домішковими атомами Al (підвищення $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ до 20 МПа). На нашу думку, виявлена аномальна залежність $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ від прикладеного напруження в циклі навантаження (рис. 3, б) і величини попередньої пластичної деформації (рис. 7, б) також обумовлена більш високою енергією дефекту упаковки (ДУ) в сплаві Mg—3Al в порівнянні з чистим Mg. Більш високі температури 100 і 200 °C не мають відміченої при 20 °C аномалії тому, що енергія ДУ зменшується з температурою, тому графічні залежності $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ близькі до спостережуваних в Mg. При 300 °C утворені під час деформації дефекти відпалюються, деформаційного зміцнення не відбувається, тому $\sigma_{0,002}^{\text{дв}}$ є постійною величиною, дорівнює 11—12 МПа, приблизно як у Mg (рис. 7, б), не залежить від температури і попередньої пластичної деформації.

Для сплаву Mg—6Al, який складається з пересиченого твердого розчину Al в Mg і дисперсних частинок фази $Mg_{17}Al_{12}$, графічні залежності умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ від прикладеного в циклі напруження (рис. 4, б) і залишкової деформації (рис. 7, в) подібні до таких для сплаву Mg—3Al. Вказана аномалія, а саме значне зростання $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ на початкових етапах двійникування, чітко спостерігається при температурах 20 і 100 °С. При 200 і 300 °С аномалія відсутня або виражена неявно. Разом з тим, додаткове легування Al збільшило умовну межу двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ в порівнянні з чистим Mg і сплавом Mg—3Al (рис. 2, б; 3, б; 4, б).

Для сплаву Mg—9Al, структура якого складається з твердого розчину і значної кількості евтектики $Mg_{17}Al_{12}$, залежності характеристик $\lg \beta$, $\sigma_{0,002}^{ДВ}$, $\varepsilon_{ап}$ від прикладеного в циклі напруження і температури ще складніші (рис. 5). Окрім наявних у твердому розчині ДУ з'являються нові додаткові високоенергетичні бар'єри у вигляді частинок фази $Mg_{17}Al_{12}$, які створюють додатковий опір руху дислокацій в кристалічній ґратці під дією прикладеного зсувного напруження, як ковзанням, так і двійникуванням. Це призводить до значного зростання умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ (рис. 5, б). Також слід урахувати складний взаємозв'язок таких факторів, як зменшення деформаційного зміцнення і збільшення розчинності домішкових атомів Al з підвищенням температури, зменшення долі частинок фази $Mg_{17}Al_{12}$ за високих (200—300 °С) температур та дію інших факторів. Всі перераховані чинники впливають на складний характер графічних залежностей умовної межі двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ (рис. 5, б) і ускладнюють її аналіз. Аномальне збільшення величини $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ на ранній стадії деформації спостерігається за всіх досліджених температур. Слід підкреслити, що величина $\lg \beta$ зменшується в порівнянні з низьколегованими сплавами (рис. 5, а).

Висновки

Визначено характеристики $\lg \beta$, $\sigma_{0,002}^{ДВ}$, $\varepsilon_{ап}$ для магнію і сплавів системи Mg—Al в інтервалі температур 20—300 °С.

Показано незалежність $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ від температури в інтервалі 20—300 °С, що підтверджує атермічний механізм пружного двійникування.

Встановлено залежність $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ від концентрації алюмінію в сплавах, попередньої деформації металу та температури. За кімнатної температури $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ зростає пропорційно концентрації Al. Попередня пластична деформація матеріалу підвищує $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ неоднозначно. Для чистого магнію її залежність від δ є лінійною і обумовлена збільшенням густини дислокацій в металі, а в сплавах Mg—Al спостерігається аномальне збільшення на початкових стадіях деформування, спричинене домішками Al в твердому розчині Mg—3Al та частинками фази $Mg_{17}Al_{12}$ в Mg—9Al.

В інтервалі температур 100—200 °С початок двійникування залежить від співвідношення багатьох факторів, які впливають на зміну структурного стану металу і механізми зміцнення. Зокрема, від кількості Al в твердому розчині, об'ємної долі частинок зміцнюючої фази $Mg_{17}Al_{12}$, інтенсивності попередньої деформації та інш.

При високій температурі 300 °С деформаційного зміцнення не відбувається завдяки відпалу дефектів, густина дислокацій залишається приблизно однаковою, тому $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ залишається постійною.

Величина $\lg \beta$ для Mg і сплавів Mg—Al завжди зменшується зі зростанням температури і збільшенням концентрації атомів Al.

Зміна механізмів деформації за високих температур у сплавах Mg—Al зумовлена активацією небазисного ковзання, що і призводить до значного зменшення або повної втрати ДЗ матеріалу через двійникування-роздвійникування.

Список літератури

1. Hutchinson W.B., Barnett M.R. Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals. *Scr. Mater.* 2010. Vol. 63. P. 737—740. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.05.047>
2. Yujue Cui, Yunping Li, Shihai Sun, Hua Kang Bian, Hua Huang, Zhongchang Wang, Yuichiro Koizumi, Akihiko Chiba. Enhanced damping capacity of magnesium alloys by tensile twin boundaries. *Scr. Mater.* 2015. Vol. 101. P. 8—11. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.01.002>
3. Remy L. Twin-slip interaction in fcc crystals. *Acta Mater.* 1977. Vol. 25 (6). P. 711—714. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90013-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90013-x)
4. Cepeda-Jimenez C.M., Molina-Aldareguia T.M., Pe'res-Prado M.T. Origin of the twinning to slip transition with grain size refinement, with decreasing strain rate and with increasing temperature in magnesium. *Acta Materialia.* 2015. Vol. 88. P. 232—244. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.032>
5. Chapuis A., Driver J.H. Temperature dependency of slip and twinning in plane strain compressed magnesium single crystals. *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. P. 1986—1994. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.064>
6. Zhang J., Joshi S.P. Phenomenological crystal plasticity modeling and detailed micromechanical investigations of pure magnesium. *J. Mech. Phys. Solids.* 2012. Vol. 60. P. 945—972.
7. Bettles C., Barnett M. *Advances in Wrought Magnesium Alloys.* 2012. Woodhead publishing, Cambridge. P 455.
8. Романко П.М., Подрезов Ю.М., Марченко Н.М., Малка О.М., Максимчук І.М. Непружність та демпфуюча здатність магнію, сплавів Mg—Al в умовах циклічного високоамплітудного навантаження. *Успіхи матеріалознавства.* 2023 № 6. С. 41—57.
9. Meyers M.A., Vohringer O., Lubarda V.A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. *Acta Mater.* 2001. Vol. 49. P. 4025—4039. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00300-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00300-7)
10. Barnett M.R., Keshavarz Z., Beer A.G., Atwell P. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg—3Al—1Zn. *Acta Mater.* 2004. Vol. 52. P. 5093—5103.
11. Marin E.B., Wang P.T., Oppedal A.L., Ma Q., Whittington W.R., Li B., Horstemeyer S.J., Horstemeyer M.F. *Mater. Sci. Eng.* 2013. Vol. A 599. P. 314.
12. Al-Samman T., Li X., Chowdhury S.G. Orientation dependent slip and twinning during compression and tension of strongly textured magnesium AZ31 alloy. *Mater. Sci. Eng.* 2010. Vol. A 527. P. 3450—3463. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.008>
13. Barnett M.R. A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working. *Metall. Mater. Trans.* 2003. Vol. A 34. P. 1799—1806.
14. Menard Kevin P. *Dynamic Mechanical Analysis.* CRC Press LLC. 1999. P. 205.
15. Солдатов В.П. Физика металлов и металловедение. 1966. Т. 22, вып. 6. С. 924—930.

References

1. Hutchinson, W. B., Barnett, M. R. (2010). Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals. *Scr. Mater.*, Vol. 63, pp. 737—740. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.05.047>
2. Yujue, Cui, Yunping, Li, Shihai, Sun, Hua, Kang Bian, Hua, Huang, Zhongchang, Wang, Yuichiro, Koizumi, Akihiko, Chiba. (2015). Enhanced damping capacity of magnesium alloys by tensile twin boundaries. *Scr. Mater.*, Vol. 101, pp. 8—11. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.01.002>
3. Remy L. (1977). Twin-slip interaction in fcc crystals. *Acta Mater.*, Vol. 25 (6), pp. 711—714. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90013-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90013-x)
4. Cepeda-Jimenez, C. M., Molina-Aldareguia, T. M., Pe'res-Prado, M. T. (2015). Origin of the twinning to slip transition with grain size refinement, with decreasing strain rate and with increasing temperature in magnesium. *Acta Materialia*, Vol. 88, pp. 232—244. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.032>
5. Chapuis, A., Driver, T. H. (2011). Temperature dependency of slip and twinning in plane strain compressed magnesium single crystals. *Acta Mater.*, Vol. 59, pp. 1986—1994. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.064>

6. Zhang, J., Joshi, S. P. (2012). Phenomenological crystal plasticity modeling and detailed micromechanical investigations of pure magnesium. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 60, pp. 945—972.
7. Bettles, C., Barnett, M. (2012). *Advances in Wrought Magnesium Alloys*, Woodhead publishing, Cambridge, pp. 455.
8. Romanko, P. M., Podrezov, Yu. M., Marchenko, N. M., Malka, O. M., Maksymchuk, I. M. (2023). Inelasticity and damping capacity of magnesium; Mg—Al alloys under conditions of cyclic high-amplitude loading. *Uspihy materialoznavstva*, No. 6, pp. 41—57.
9. Meyers, M. A., Vohringer, O., Lubarda, V. A. (2001). The onset of twinning in metals: a constitutive description. *Acta Mater.*, Vol. 49, pp. 4025—4039. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00300-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00300-7)
10. Barnett, M. R., Keshavarz, Z., Beer, A. G., Atwell, P. (2004). Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg—3Al—1Zn. *Acta Mater.*, Vol. 52, pp. 5093—5103.
11. Marin, E. B., Wang, P. T., Oppedal, A. L., Ma, Q., Whittington, W. R., Li, B., Horstemeyer, S. J., Horstemeyer, M. F. (2013). *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A 599, pp. 314.
12. Al-Samman, T., Li, X., Chowdhury, S. G. (2010). Orientation dependent slip and twinning during compression and tension of strongly textured magnesium AZ31 alloy. *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A. 527, pp. 3450—3463. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.008>
13. Barnett, M. R. (2003). A taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working. *Metall. Mater. Trans*, Vol. A 34, pp. 1799—1806.
14. Menard, Kevin P. (1999). *Dynamic Mechanical Analysis*, CRC Press LLC, pp. 205.
15. Soldatov, V. P. (1966). *Fizika metallov i metallovedenie*, Vol. 22, Yyp. 6, pp. 924—930.

Effect of temperature on the damping properties of Mg—Al alloys in the high-amplitude range

P. M. Romanko, O. M. Malka*, I. M. Maksymchuk, Yu. M. Podrezov,
N. M. Marchenko

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS of Ukraine, Kyiv
*E-mail: omalka7049@gmail.com

For Mg and Mg—Al alloys, characteristics ($\lg \beta$, $\sigma_{0,002}^{dv}$, ε_{an}) in a wide range of mechanical vibration amplitudes from room temperature up to 300 °C were obtained. The independence of the conditional twinning limit $\sigma_{0,002}^{dv}$ from temperature in the range of 20—300 °C was observed and confirms the athermal mechanism of elastic twinning. The dependences of $\sigma_{0,002}^{dv}$ on the Al atom concentration, the previous deformation of the metal, and the temperature have been established. At room temperature, $\sigma_{0,002}^{dv}$ increases in proportion to the concentration of Al and is respectively: 11—12 MPa for pure magnesium, ~20 MPa for the alloy Mg—3Al, ~27 MPa for Mg—6Al and ~52 MPa for Mg—9Al. Previous plastic deformation of the material leads to an ambiguous increase in $\sigma_{0,002}^{dv}$. The dependence of the conventional twinning limit on δ is linear and is associated with an increase in the dislocation density in pure magnesium. However, in Mg—Al alloys, an anomalous increase in $\sigma_{0,002}^{dv}$ is observed at the initial stages of deformation, caused by aluminum atoms in the solid solution (Mg—3Al) and particles of the Mg₁₇Al₁₂ phase (Mg—9Al). At high temperatures (300 °C), strain hardening does not occur due to annealing of defects; the number of dislocations remains approximately the same, so $\sigma_{0,002}^{dv}$ remains constant and is 11—12 MPa for Mg and Mg—3Al, 14—15 for Mg—6Al, and 12—13 for Mg—9Al. At intermediate temperatures of 100 and 200 °C, the onset of twinning depends on many factors that influence changes in the structural state of the metal. For example, the amount of Al in the solid solution, the number of particles of the strengthening phase Mg₁₇Al₁₂, the intensity of the preliminary deformation, and others. The damping capacity of alloys, caused by twinning-detwinning processes, always decreases with increasing temperature and aluminum atom concentration. The change in deformation mechanisms at high temperatures (300 °C and above) is associated with the replacement of elastic twinning with non-basic slip. This leads to a significant reduction or complete loss of the material's damping capacity.

Keywords: twinning, damping capacity, conditional twinning limit, inelastic deformation, loss tangent