

Структура і фізико-механічні властивості матеріалів; методи дослідження

УДК 669.721:620.17:539.371 <https://doi.org/10.15407/materials2023.06.041>

Непружність та демпфуюча здатність магнію і сплавів Mg—Al в умовах циклічного високоамплітудного навантаження

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

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

Для магнію та сплавів Mg—Al в широкому інтервалі амплітуд механічних коливань проведено виміри непружної деформації, демпфуючої здатності та напружень початку двійникування. Запропоновано метод визначення умовної границі двійникування при $\varepsilon_{an} = 2 \cdot 10^{-5}$ в умовах ступінчастого циклічного навантаження. Встановлено значення $\sigma_{0,002}^{06}$ для технічного магнію та його сплавів з алюмінієм в широкому діапазоні пластичної деформації. Пояснено екстремальну залежність піків розсіяної енергії ψ і непружної деформації ε_{an} з урахуванням зміни механізмів деформації.

Ключові слова: сплави Mg—Al, циклічне навантаження, петлі гістерезису, розсіяна енергія, демпфуюча здатність, пружність, непружність, умовна границя двійникування.

Вступ

Поведінка сплавів високого демпфування (СВД) в квазіпружній області не підкорюється закону Гука, тобто відсутній лінійний зв'язок між напруженням та деформацією. В цій області обернена деформація складається з двох компонент: пружної (elastic), що визначається силами міжатомного зв'язку, і непружної (anelastic), природа якої може бути різною, але не пов'язана з пружною поведінкою кристалічної ґратки. Найбільш детально непружну поведінку матеріалів досліджено Зінером [1] і визначено трьома постулатами [2, 3]:

- 1) кожному значенню напруження відповідає єдине рівноважне значення деформації і навпаки;
- 2) рівноважне значення досягається тільки після спливання достатнього проміжку часу;
- 3) зв'язок між напруженням і деформацією є лінійним.

Третій постулат на даний час є застарілим. Непружна деформація може бути нелінійною. Остання грає важливу роль в матеріалах з високою демпфуючою здатністю (ДЗ).

Непружність досліджують в двох аспектах:

- 1) за абсолютним значенням ефекту (для практичного використання матеріалів з низькою або високою демпфуючою здатністю);
- 2) за фізичними механізмами, які відповідають за непружну поведінку матеріалів.

Основним методом дослідження розсіювання енергії в квазіпружній області є внутрішнє тертя (ВТ). Разом з тим недоліки ВТ, які зумовлені обмеженнями в формі зразків та відносно вузьким робочим інтервалом амплітуд та частот, сприяли розвитку нових альтернативних методів дослідження, наприклад динамічного механічного аналізу (ДМА). Відсутність єдиного стандарту обумовила використання багатьох відмінних підходів для визначення характеристик розсіювання енергії в процесі аanelастичної деформації. Наприклад, розсіювання енергії за цикл коливань $\psi = \Delta W/W$ (ΔW — площа гістерезисної петлі, W — вся площа під кривою навантаження), логарифмічний декремент за вільно затухаючих коливань $\delta = \ln(A_n/A_{n+1})$ (A — амплітуда коливань), тангенс кута втрат $\text{tg } \beta$,

розсіювання при резонансних частотах $Q^{-1} = \frac{\Delta \omega_{0,5}}{\sqrt{3} \omega_{\text{рез}}}$. При цьому

змінюються конфігурація і розміри випробуваних зразків, схема напруженого стану (розтяг–стиснення, закручення, згин), швидкість навантаження, амплітуда і частота прикладання напружень, способи реєстрації і розрахунків. Вважається, що за низького рівня розсіювання енергії коливань ($\psi < 1\%$) коректним є співставлення отриманих характеристик за формулою

$$\psi = \Delta W/W = 2\pi Q^{-1} = 2\pi \cdot \text{tg } \beta = 2 \frac{\Delta \omega_{0,5}}{\sqrt{3} \omega_{\text{рез}}}. \quad (1)$$

За великих значень ψ формули (1) стають наближеними або взагалі непридатними. В таких випадках використовується індекс демпфування $\psi_{0,1\sigma}$ — відносне розсіювання енергії за амплітудою напружень, що складає 0,1 від границі міцності (іноді границі плинності). Залежно від абсолютної величини цього параметра матеріали поділяють на низько- ($\psi_{0,1\sigma} < 1\%$), середньо- ($\psi_{0,1\sigma} = 1\text{—}10\%$) і високодемпуєчі ($\psi_{0,1\sigma} > 10\%$). У роботах [3, 4] до кількісної градації додається матеріалознавчий критерій, який розділяє матеріали за структурними параметрами, що забезпечують високе демпфування. Узагальнена класифікація, яка наведена в роботі [3] і представлена на рис. 1, дає уявлення про особливості демпфування найбільш відомих неорганічних СВД матеріалів. виділяється група матеріалів, де висока схильність до демпфування.

В класифікаціях СВД, запропонованих в роботах [5, 6], окремо забезпечується пружними двійниками. Слід розуміти, що всі класифікації є умовними, оскільки у деяких матеріалів працює одночасно декілька механізмів, які сприяють високому рівню демпфування (як, наприклад, у Mn—Cu сплавах за рахунок термопружного мартенситного перетворення та двійникування). Чистий Mg та магнієві сплави Mg—0,6Zr, Mg—0,7Si належать до СВД ($\psi = 40\text{—}60\%$), хоча фізична природа високої демпфуючої здатності цих матеріалів може бути різною. Частина авторів пов'язує її з високою рухливістю вільних дислокацій [3, 7, 8] і надзвичайно низькою величиною критичного приведенного напруження зсуву CRSS (critical resolved shear stress) для базисного ковзання ($\sim 0,6$ МПа) в порівнянні з небазисним (~ 38 МПа) [9, 10] для чистого Mg. Інші автори вважають, що збільшення демпфуючої здатності обумовлене зростанням [10—12] двійникових границь за наявності коливань в високоамплітудній області напружень [11]. У роботі [12] показано, що двійники можуть бути визначальним фактором для збільшення демпфуючої здатності сплавів Mg—1% (мас.) Zr. Який з цих механізмів є основним, визначити складно, оскільки критичне напруження для зростання двійників і CRSS базисного ковзання в магнієвих сплавах доволі низькі і співмірні. Так, наприклад, для сплаву AZ31 вони складають $\sim 2\text{—}3$ МПа [13] і ~ 2 МПа [14, 15], тобто зі зростанням напруження в зразку двійникування розпочинається одразу після початку ковзання.

Спільним для магнію та його сплавів є те, що коли амплітуда в циклах коливань не перевищує границю пружності $\sigma_{пр}$, внутрішнє тертя, наприклад, за даними [7, 8], залишається амплітудно незалежним, а демпфуюча здатність постійною і досить низькою. Автори вважають, що тільки тоді, коли напруження в циклах коливань досягають значень

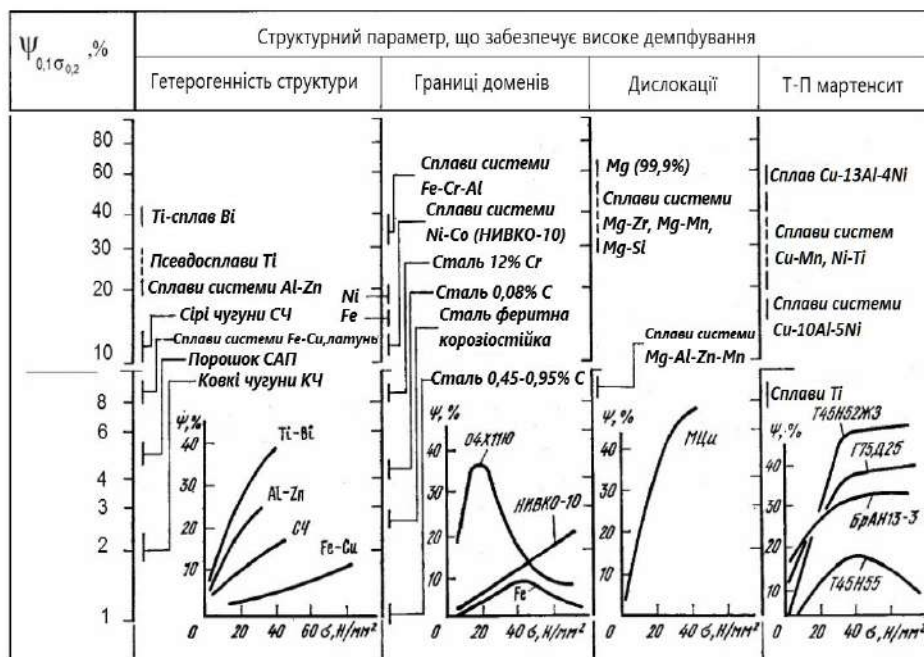


Рис. 1. Класифікація СВД [3].

більших величин $\sigma_{пр}$, а пружна деформація доповнюється пластичною (розмноженням дислокацій), демпфуюча здатність різко зростає і розпочинається амплітудно-залежне внутрішнє тертя (АЗВТ) [7, 8].

Максимум ДЗ для магнія і його сплавів в квазіпружній області не фіксується (рис. 1), тому що він спостерігається за її межами і знаходиться в області значних пластичних деформацій, де традиційні методи ВТ стають непридатними (зразки сильно деформуються). У таких умовах ледь не єдиним методом визначення ДЗ матеріалів є розсіяння енергії за 1 цикл циклічного навантаження: $\psi = \Delta W/W$.

Невиконання закону Гука та утворення петель гістерезису в високоамплітудній області пояснюються двійниковими механізмами непружності, наприклад, як це пропонується в моделі Давіденкова [16]. У цьому випадку об'єктом внутрішнього розсіяння механічної енергії є зони, де проходять обернені процеси пружного передвійникування в полі прикладених напружень [11], а сама енергія в основному витрачається на утворення нових поверхонь розділу і атомну перебудову в здвійникованих прошарках. Процес передвійникування за умови супутнього ковзання супроводжується значними непружними деформаціями. Розміри гістерезисних петель зростають по мірі підвищення навантаження в циклі і стають настільки великими, що їх легко спостерігати і надійно фіксувати величину прикладених напружень і деформацій під час механічних випробувань на розтяг в умовах періодичного циклічного ступінчастого навантаження і зростання амплітуди навантаження кожного послідовного циклу (рис. 2). Анаеластичну деформацію ϵ_{an} в кожній петлі, що відповідає максимальному прикладеному напруженню в циклі, вимірювали як частину загальної деформації в процесі розтягнення з точністю $2 \cdot 10^5$ (рис. 2). Залишкову деформацію визначали як частину від загальної, за виключенням пружної.

Раніше нами були проведені дослідження литих сплавів магнію і Mg—9Al—0,08Ti в високоамплітудній області і визначені залежності непружної деформації від температури і величини попередньої деформації металу [17]. Особлива увага була приділена вивченню поділу деформацій: на пружну (elastic), непружну (anelastic) і пластичну (plastic). Але недостатньо досліджено критичні напруження, за яких спостерігається

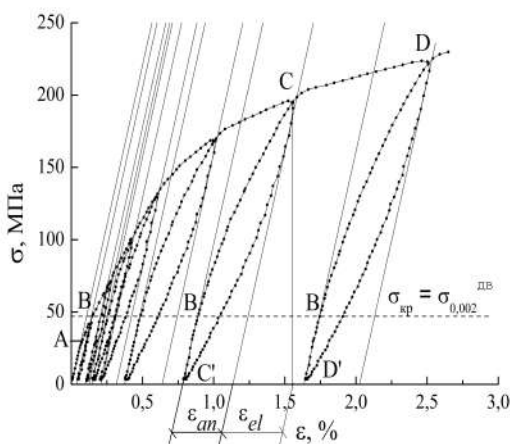


Рис. 2. Криві циклічного розтягу сплаву Mg—9Al—0,08Ti при 20 °C ($E = 44,1$ ГПа).

відхилення від лінійного закону Гука і відбувається зміна механізмів деформації і демпфування. Величина критичного напруження, за якого починається двійниковання $\sigma_{кр}^{ДВ}$, є важливим параметром (по аналогії з $\tau_{кр}$ в процесі ковзання) і дозволяє розділити механізми високого демпфування на дислокаційні ($\sigma < \sigma_{кр}^{ДВ}$) та двійникові ($\sigma > \sigma_{кр}^{ДВ}$).

Метою даної роботи є вивчення впливу легування Al та залишкової деформації на зміну величини напруження початку двійниковання та демпфуючу здатність за умови одночасної дії двійниковання та ковзання дислокацій.

Матеріали та методи досліджень

Зливки досліджуваних матеріалів (Mg, Mg—3Al, Mg—6Al, Mg—9Al, Mg—9Al—0,08Ti, Mg—12,5Al) розмірами 20 × 90 × 20 мм були отримані за стандартною технологією в лабораторній резистивній печі в атмосфері технічно чистого аргону. Розплав витримували при температурі приблизно 700 °C 30 хв та розливали в мідний кристалізатор. Зразки циліндричної форми діаметром 3 мм та робочою довжиною 15 мм вирізали із зливок в напрямку, перпендикулярному до висоти зливка (поперечні зразки). Експерименти на розтяг зі ступінчастим навантаженням проводили на машині НИКИМП 1246Р-2300/2 зі швидкістю розтягу 1 мм/хв, що відповідає усталеній швидкості деформації 10^{-3} с^{-1} . Подовження фіксувалося тензометричним датчиком безпосередньо з робочої частини зразка.

Для отримання гістерезисних петель в високоамплітудній області в процесі випробувань на розтяг зразок після певної пластичної деформації повністю розвантажувався до $\sigma = 0$ з такою ж швидкістю, як і навантажувався, а далі знову навантажувався до більш високого рівня напруження, більшого, ніж в попередньому циклі. Процедуру повторювали багаторазово за різних попередніх деформацій до повного руйнування зразка (рис. 2).

Результати експериментів та їх обговорення

Вплив попередньої деформації на формування гістерезисних петель під час циклічного навантаження

Стандартні криві, отримані відповідно до ДСТУ EN 10002-1-2006 під час безперервного розтягнення з фіксованою швидкістю, дають можливість розраховувати механічні характеристики досліджуваного матеріалу (E , σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ), але вони є малоінформативними для вивчення процесів утворення та зростання двійникових прошарків в процесі механічного двійниковання. Багатьма дослідниками застосовується метод ступінчастого циклічного навантаження з поступовим збільшенням навантаження в кожному наступному циклі [17—22]. Використання такої методики дозволяє в багатьох випадках відділити процеси, пов'язані з механічним двійникованням, від ковзання, зафіксувати напруження початку утворення гістерезисної петлі, розглянути кінетику зміни її форми та розмірів залежно від величини прикладених напружень, а також визначити силові та деформаційні характеристики самої петлі.

На рис. 2 наведено криву розтягу сплаву Mg—9Al—0,08Ti з проміжними розвантаженнями. Крива OABCD співпадає з кривою

зміцнення в умовах безперервного навантаження. Таке твердження підкріплене численними порівняльними експериментами, проведеними нами на магнії, магнієвих сплавах, β -Ті сплавах, α "-Ті сплавах в умовах безперервного і циклічного навантажень, а також даними інших авторів [19]. Криву OABCD можна розділити на три області: 1 (OA) — пружна область ($\sigma = \varepsilon E$); 2 (AB) — область мікропластичної деформації за рахунок базисного ковзання; 3 (BCD) — деформація обумовлена сумісною дією ковзання і двійникування.

Пластична деформація (область AB на рис. 2) починається за напружень, менших від критичного ($\sigma < \sigma_{кр}$), без участі двійників за механізмом ковзання по базисних площинах. Гістерезисних петель в циклах розвантаження-навантаження в цьому діапазоні напружень не спостерігається, а лінії навантаження і наступного розвантаження або співпадають (за умови чисто пружної деформації $\sigma = \varepsilon E$), або паралельні лінії модуля (у випадку появи залишкової пластичної деформації за рахунок ковзання). По досягненні величини $\sigma_{кр} = \sigma_{0,002}^{дв}$, яку назвемо умовною границею двійникування, в матеріалі починається інтенсивне двійникування. З подальшим підвищенням навантаження деформація протікає в умовах ковзання і супутнього двійникування, при цьому на кривих розвантаження-навантаження з'являються гістерезисні петлі, ширина яких збільшується по мірі зростання навантаження кожного наступного циклу. Непружна компонента деформації пов'язана з процесами пружного двійникування. Характер кривих C'C і CC' (рис. 2) визначається впливом прикладеного напруження на зародження та рухливості пружних двійників. Будь-яке наступне навантаження по кривій C'C до напружень, що не перевищують раніше досягнутий рівень (точка C), і подальше розвантаження (повернення в точку C') є повністю оберненими і не супроводжуються додатковою пластичною деформацією (рис. 3, а). Лише коли рівень прикладених напружень під час повторних навантажень досягає максимального значення (точка C), величина непружної деформації після розвантаження не залишається постійною. Її приріст поступово зменшується зі зростанням кількості циклів (рис. 3, б). З наведених даних

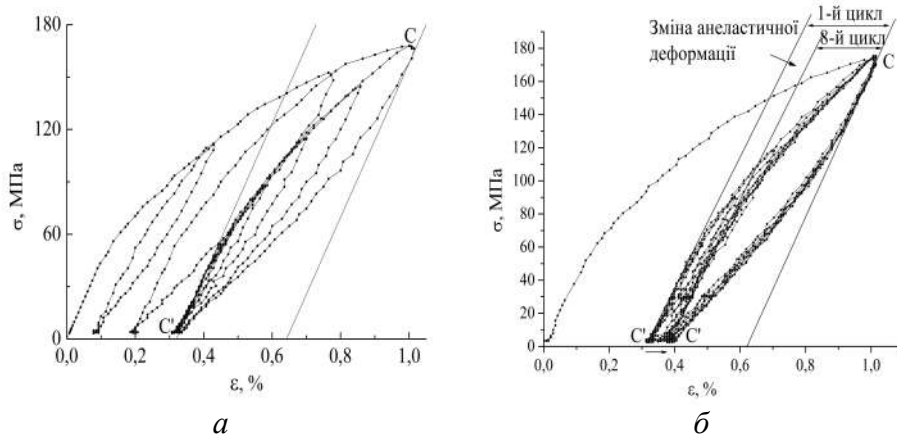


Рис. 3. Криві циклічного навантаження сплаву Mg—9Al—0,08Ті при 20 °С ($E = 44,1$ ГПа): початкові петлі зі зростанням рівня прикладених сил (а) та за умови їх сталого рівня (б).

видно, що за однакової загальної деформації в точці С частина непружної деформації поступово переходить в залишкову пластичну. Це можна пояснити або стабілізацією двійникових границь [23], або реновацією дислокаційних джерел, яка відбувається дещо нижче точки С і є передумовою пластичної деформації з подальшим збільшенням напруження вище точки С [24].

Подальше навантаження між циклами (від точки С до точки D, рис. 2) відповідає аналогічній ділянці кривої безперервного розтягу. Деформація на ній протікає по змішаному механізмі (ковзання і двійникування). В точці D, що відповідає початку наступного циклу, формується інша деформаційна структура з більш високою щільністю дислокацій і двійників. Поведінка непружної деформації в циклі DD'—D'D схожа на попередню в циклі CC'—C'C, але відповідає іншій структурі металу, яка сформувалася в точці D завдяки додатковому деформаційному зміцненню. Деформація гістерезисної петлі визначається пружним двійникуванням, а на ділянках зростаючого напруження між циклами — в основному ковзанням з часткою (більшою або меншою) двійникування.

Умовна границя двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$

Значення умовної границі двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ визначається точкою перегину В (рис. 2), в якій спостерігається відхилення від лінійного закону Гука на величину додаткової, виключно непружної, деформації, що дорівнює $2 \cdot 10^{-5}$. Загальна закономірність така, що $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ може як зростати, так і зменшуватись залежно від умов деформації в прилеглих акомодатійних зонах рухливих границь двійників. В повторних циклах деформація по границях двійників розпочинається раніше і за напружень набагато менших, ніж в решті об'єму попередньо продеформованого металу завдяки спотворенням кристалічної ґратки і послабленням міжатомних зв'язків в цих місцях [23] (рис. 2, точки В).

Запропонована назва — умовна границя двійникування — визначається тим, що $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ обчислюється за умови деформації $2 \cdot 10^{-5}$, коли кількість самих двійників і двійникуючих дислокацій, за допомогою яких вони формуються, досягає певної (значної) величини і не є початковим моментом утворення перших двійників. Теоретичний розрахунок показує, що при $\epsilon = 2 \cdot 10^{-5}$ в досліджуваному об'ємі зразка ($\sim 0,12 \text{ см}^3$) мінімальна кількість двійникуючих дислокацій, здатних забезпечити потрібне зміщення по непружній деформації, становить ~ 2500 , а густина зародків умовних пружних двійників товщиною в одну міжплощинну відстань ($c = 0,321 \text{ нм}$) і довжиною $l = 1 \text{ мкм}$ дорівнює $1 \text{ двійник}/10^3 \text{ зерен}$.

Зважаючи на те, що в розрахунках були зроблені певні припущення (а саме відстань між дислокаціями брали сталою і рівною 1 мкм [25], а орієнтацію вважали ідеальною за фактором Шмідта), які на практиці не виконуються, справжня кількість двійникуючих дислокацій на момент визначення $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ є значно більшою. До того ж частина дислокацій в здвійникованих прошарках, яка задіяна у сумісному процесі двійникування і ковзання, потрапляє в полосу ковзання, виходить на вільну поверхню, забезпечуючи макроскопічну пластичну деформацію, а тому не бере участі в формуванні пружних двійників. Доля цієї зазначеної

частини може бути досить значною. Наприклад, для сплаву AZ3.1 після розтягу на 1% вклад двійникування в пластичну деформацію складає 80—90% і швидко зростає зі збільшенням навантаження [18]. Згадані умови визначення умовної границі двійникування обумовлюють значно більшу величину $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ в порівнянні з $\sigma_{кр}^{ДВ}$ (істинною), за якою починається рух перших дислокацій по границях двійників.

Визначення величини $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ та характеристик демпфування в Mg та сплавах системи Mg—Al

На рис. 4 наведено криві циклічного навантаження під час випробування на розтяг зі швидкістю $V = 1$ мм/хв. Результати механічних випробувань узагальнені в таблиці.

На кривих не показано петлі, утворені численними циклами, щоб запобігти великій кількості графічних ліній, які накладаються одна на одну. Легування 3 і 6% (мас.) Al покращує одночасно міцність і пластичність матеріалу. Збільшення кількості Al до 9% (мас.) призводить до зменшення пластичності, крихкості і передчасне руйнування через високий вміст зміцнюючої фази $Mg_{17}Al_{12}$ в структурі матеріалу [26]. Для досліджених сплавів були розраховані величини умовної границі початку двійникування $\sigma_{0,002}^{ДВ}$, непружної деформації ϵ_{an} та демпфуючої здатності залежно від величини залишкової деформації під час циклічного ступінчастого навантаження (рис. 5). Значне відхилення окремих значень $\sigma_{0,002}^{ДВ}$ від усереднених вказує на нестабільність

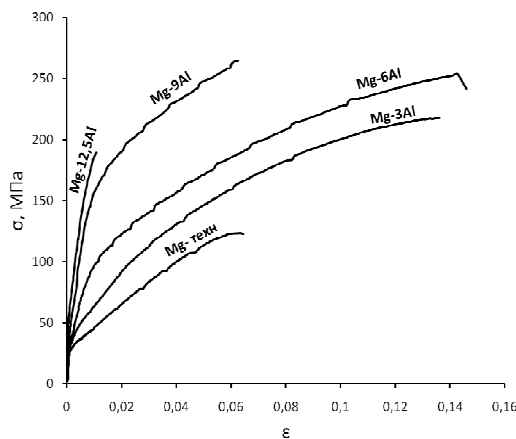


Рис. 4. Криві циклічного розтягу сплавів Mg—Al ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, $V = 1$ мм/хв).

Механічні властивості Mg та сплавів Mg—Al

Сплав	E , ГПа	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %
Mg	44,3	116	29	6,5	6,7
Mg—3Al	42,2	190	38	14,8	18,7
Mg—6Al	43,6	220	49	14,8	16,8
Mg—9Al	46,4	248	90	6,0	5,6
Mg—12,5Al	43,8	200	110	0,5	1,8

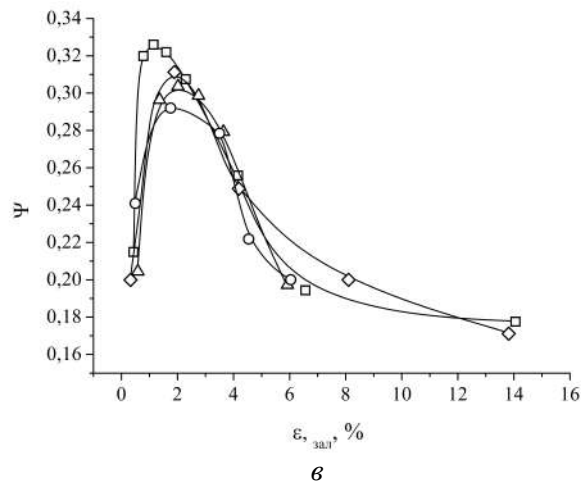
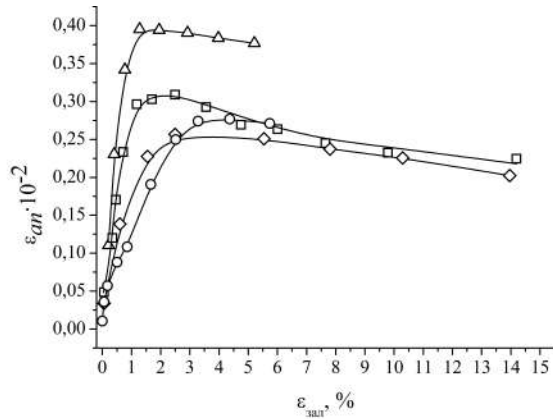
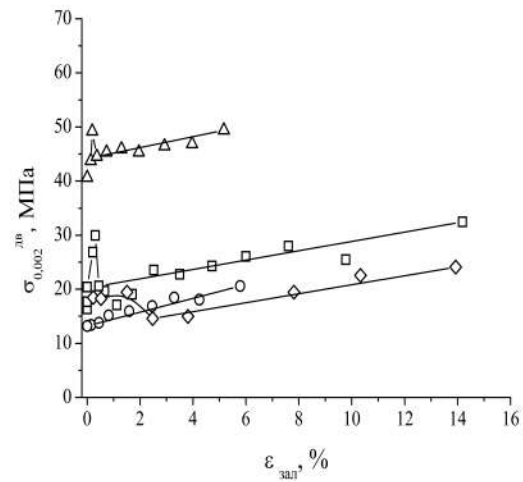


Рис. 5. Залежності умовної границі двійникування (а), непружної деформації (б) та розсіюної енергії (в) від залишкової деформації для Mg та сплавів Mg—Al: \circ — Mg; \diamond — Mg + 3Al; \square — Mg + 6Al; Δ — Mg + 9Al.

рухливих границь двійників в процесі деформування. Разом з тим деякі тенденції все ж можливо прослідкувати.

По-перше, всі сплави Mg—Al показують незначне збільшення $\sigma_{0,002}^{ДБ}$ зі зростанням деформації у відповідності до лінійного закону зміцнення границь двійників, за винятком початкових стадій ($\delta < 2\%$, рис. 5, а). Причини виникнення аномалій в області малих початкових деформацій у вигляді швидкого зміцнення, а потім такого ж швидкого роззміцнення (характерних особливо для сплавів Mg—6Al і Mg—9Al зі структурою, зміцненою частинками фази Mg₁₇Al₁₂) нами поки що не з'ясовані. Для розуміння фізичної природи цих піків, а також виключення можливих помилок, викликаних недостатньою точністю вимірів малих деформацій, необхідно провести ряд повторних експериментів у подальших дослідженнях.

По-друге, у подвійних сплавах Mg—Al величина напруження $\sigma_{0,002}^{ДБ}$, за якого починається інтенсивне двійникування, зростає зі збільшенням концентрації алюмінію. Якщо в сплаві Mg—3Al, зміцненому за рахунок твердого розчину, двійникування починається за доволі низьких напружень, які по своїй величині близькі до значень чистого магнію, то в сплавах з вмістом 6 і 9% (мас.) Al спостерігається значне зростання $\sigma_{0,002}^{ДБ}$. Тобто твердорозчинне зміцнення практично не впливає на початок двійникування і його подальший розвиток під час деформування. Наявність частинок інтерметалідної фази Mg₁₇Al₁₂ є додатковим більш сильним бар'єром на шляху зростаючих двійнюючих прошарків і приводить до значного зростання $\sigma_{0,002}^{ДБ}$ у відповідності до кількості фази Mg₁₇Al₁₂ (концентрації Al) у сплаві (рис. 5, а).

Наведені на рис. 5, б, в залежності величини непружної деформації ε_{an} та розсіяної енергії ψ від ступеня залишкової деформації $\varepsilon_{зал}$ для всіх досліджених сплавів магнію демонструють екстремальний характер. Зростання величини непружної деформації (рис. 5, б) і демпфуючої здатності (рис. 5, в) в процесі циклічного ступінчастого навантаження відбувається лише на початковій ділянці навантаження до залишкової деформації 1—2%. З подальшим збільшенням деформації вони зменшуються.

Фізичну природу утворення максимумів пояснимо на прикладі чистого магнію. Коли напруження в циклі незначні (менші за 60 МПа), основними механізмами деформування є двійникування і базисне ковзання. Демпфуючі характеристики матеріалу зростають за рахунок збільшення внеску пружного двійникування з деформацією. Якщо максимальні напруження в циклі досягають критичних величин $\sigma_{кр} = 60—80$ МПа, які відповідають початку призматичного ковзання (60 МПа) і початку пірамідального ковзання (76—80 МПа) [9—11, 27, 28], переважним механізмом деформації стає

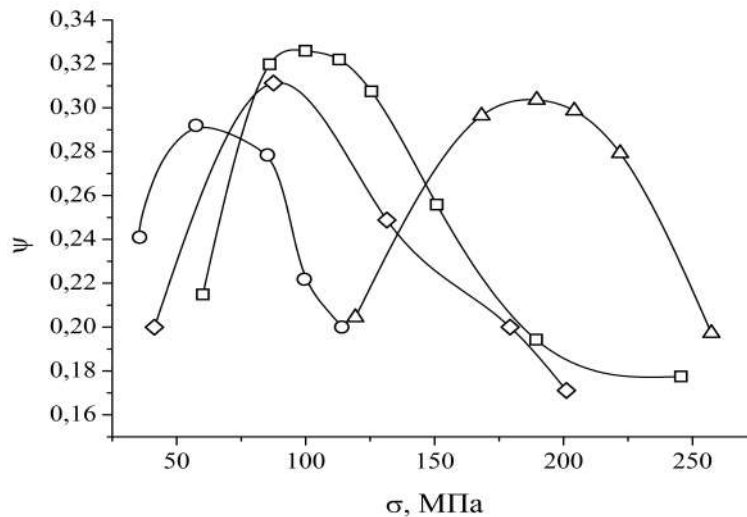


Рис. 6. Залежність розсіяної енергії від максимального напруження в циклі навантаження для Mg та сплавів Mg—Al: ○ — Mg, ◇ — Mg + 3Al; □ — Mg + 6Al; Δ — Mg + 9Al.

ковзання по базисних та небазисних площинах. Кількість незалежних систем ковзання збільшується і, відповідно, внесок двійникування стає меншим. До того ж нові задіяні системи ковзання перерізають і зміщують утворені когерентні двійникові прошарки, що також призводить до зменшення впливу двійникування на демпфуючу здатність зі збільшенням амплітуди циклічного навантаження.

Більш правильним є аналіз величини розсіяної енергії ψ залежно не від величини деформації, як показано на рис 5, в, а від амплітуди прикладеного напруження в циклі σ (рис. 6). Розсіяна енергія ψ в кожній петлі гістерезису була розрахована по формулі (1) $\psi = \Delta W/W$ як відношення площ гістерезисної петлі до площі під кривою навантаження.

Наведені результати свідчать про те, що твердорозчинне зміцнення незначно зміщує максимум демпфуючої здатності в бік більших амплітуд. У сплавів, в яких наявна зміцнююча фаза $Mg_{17}Al_{12}$, це зміщення значно більш суттєве, ніж у твердорозчинних. Це узгоджується з існуючими уявленнями про вплив твердорозчинного та дисперсійного зміцнення на зміну механізмів деформації в дослідженому класі матеріалів.

Таким чином, характер петель гістерезису та екстремальна залежність демпфуючої здатності від ступеня пластичної деформації в магнії та його сплавах визначаються співвідношеннями між критичними напруженнями дії різних механізмів деформації.

Висновки

Запропоновано метод визначення умовної границі двійникування $\sigma_{0,002}^{DB}$ в умовах ступінчастого циклічного навантаження, який дозволяє характеризувати початкову стадію пружного двійникування напруженням, за якого аеластична деформація складає $2 \cdot 10^{-5}$.

Встановлено значення $\sigma_{0,002}^{DB}$ для технічного магнію та його сплавів з алюмінієм в широкому діапазоні значень пластичної деформації. Показано, що для всіх сплавів Mg—Al спостерігається незначне лінійне збільшення $\sigma_{0,002}^{DB}$ зі зростанням деформації.

Умовна границя двійникування зростає зі збільшенням концентрації алюмінію. Для малолегованих сплавів з твердорозчинним механізмом зміцнення напруження початку двійникування підвищується несуттєво. Для сильнолегованих сплавів спостерігається суттєве зростання параметра $\sigma_{0,002}^{DB}$.

Повторне навантаження в межах петлі до напружень, що менше максимального, попередньо прикладеного, не супроводжується додатковою пластичною деформацією. Якщо рівень прикладених напружень за повторних навантажень досягає максимального значення, величина пластичної деформації після розвантаження збільшується. Приріст $\epsilon_{зал}$ поступово зменшується із зростанням кількості циклів.

Залежності величини непружної деформації та розсіяної енергії від ступеня залишкової деформації для всіх досліджених сплавів магнію демонструють екстремальний характер. Зростання цих характеристик спостерігається лише на початковій ділянці навантаження до залишкової деформації 1—2%. З подальшим збільшенням деформації схильність до аеластичності та демпфуюча здатність знижуються.

На залежностях величини розсіяної енергії від амплітуди прикладеного напруження в циклі максимум відповідає зміні механізмів деформації та початку призматичного і пірамідального ковзання.

Список літератури

1. Zener C. Elasticity and anelasticity metals. University of Chicago. Illinois, 1948, 170 p.
2. Nowik A.S., Berry B.S. Anelastic relaxation in crystalline solids. Academic Press. New York, 1972. 677 p.
3. Головин И.С. Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов. Изд. Дом МиСис, 2012. 247 с.
4. Кондратьев С.Ю., Ярославский Г.Я., Чайковский Б.С. К вопросу классификации высокодемпфирующих металлических материалов. *Проблемы прочности*. 1986. № 10. С. 32—36.
5. Фавстов Ю.К., Шульга Ю.Н., Рахштадт А.Г. Металловедение высокодемпфирующих сплавов. Москва: Металлургия, 1980. 272 с.

6. Сугимото К. Сплавы высокого демпфирования. Обзор основных проблем и применения. *Нихон киндзоку гаккай кайхо*. 1975. Т. 14, № 7. С. 491—498.
7. Trojanova Z., Palcek P., Lukac P., Chalupova M. Internal friction in magnesium alloys and magnesium — alloys — based composites. *Magnesium Alloys*. 2017. P. 37—72. doi: 10.5772/67028.
8. Trojanova Z., Lukac P., Dzugan J., Halmesova K. Amplitude dependent internal friction in a Mg—Al—Zn alloy. *Metals*. 2017. Vol. 7 (10). P. 433. <https://doi.org/10.3390/met7100433>
9. 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>
10. Stanford N., Barnett M.R. Solute strengthening of prismatic slip, basal slip and $\{10\bar{1}2\}$ twinning in Mg and Mg—Zn binary alloys. *Int. J. Plast.* 2013. Vol. 47. P. 165—181. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.01.012>
11. Yujue Cui, Yunping Li, Shihai Sun, HuaKang 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>
12. Tsai M.H., Chen M.S., Lin L.H., Lin M.H., Wu C.Z., Ou K.L., Yu C.H. Effect of heat treatment on the microstructures and damping properties of biomedical Mg—Zr alloy. *J. Alloys Comp.* 2011. Vol. 509. P. 813—819. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.098>
13. Mihriban O. Pekguleryuz, Karl U. Kainer, Arslan A. Kaya. Fundamentals of magnesium alloy metallurgy. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, 2013. 368 p.
14. Wang Y.N., Huang J.C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg—Al—Zn alloy. *Acta Mater.* 2007. Vol. 55. P. 897—905. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.09.010>
15. Watanabe H., Sawada T., Sasakura Y., Ikeo N., Mukai T. Microyielding and damping capacity in magnesium. *Scr. Mater.* 2014. Vol. 87. P. 1—4. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.06.004>
16. Давиденков Н.Н., Чучман Т.Н. Обзор современной теории хладноломкости. Исследования по жаропрочным сплавам. Москва: Изд-во АН СССР. 1957. Т. 2. С. 9—34.
17. Подрезов Ю.М., Малка О.М., Романко П.М., Валуйська К.О. Температурна залежність псевдопружної поведінки в циклі навантаження-розвантаження Mg та сплаву Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. Київ: ІПМ НАН України. 2017. Вып. 23. С. 53—65.
18. Peng Chen. Twin — slip interaction in plastic deformation of magnesium. A dissertation submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of October of Philosophy in Materials Science and Engineering. University of Nevada, Reno. 2019.
19. Yunping Li, Manabu Enoki. Recovery behavior of pure magnesium in cyclic compression — quick unloading — recovery process at room

- temperature investigated by AE. *Mater. Transactions*. 2008. Vol. 49, No. 8. P. 1800—1805. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MC200705>
20. Nagarajan D., Ren X., Caceres C.H. Anelastic behavior of Mg—Al and Mg—Zn solid solutions. *Mater. Sci. Engineering A*. 2017. Vol. 696. P. 387—392. doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.069
 21. Vinogradov A., Vasilev E., Linderov M., Merson D. *In situ* observation of the kinetics of twinning — detwinning and dislocation slip in magnesium. *Mater. Sci. Engineering A*. 2016. Vol. 676. P. 351—360. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.004>
 22. Bonish Mattias, Calin Mariana, Van Humbeeck Jan, Skrotzki Werner, Eckert Jurgen. Factors influencing the elastic moduli, reversible strains and hysteresis loops in martensitic Ti—Nb alloys. *Mater. Sci. Engineering*. 2015. Vol. 48. P. 511—520. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2014.12.048>
 23. Башмаков В.П. Пластификация и упрочнение металлических кристаллов при механическом двойниковании. Минск: УП Технопринт, 2001. 218 с.
 24. Li Dayong, Wagoner R.H. The Nature of yielding and anelasticity in Metals. *Acta Mater*. 2021. Vol. 206. P. 116625. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116625>
 25. Владимирский К.В. О двойниковании кальцита. *ЖЭТФ*. 1947. Т. 17. С. 530—536.
 26. Tkachenko V.G., Maksimchuk I.N., Volosevich P.Yu., Lashuk N.K., Frizel V.V. Creep resistance and long-term strength of structural magnesium alloys. *High Temperature Materials and Processes*. 2006. Vol. 25, No. 1—2. P. 97—107.
 27. Remy L. Twin – slip interaction in fcc crystals. *Acta Met*. 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)
 28. Васильев Е.В. Кинетические особенности механизмов деформации магниевых сплавов при статическом и циклическом нагружении. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. 2018.

References

1. Zener, C. (1948). Elasticity and anelasticity metals. University of Chicago, Illinois. 170 p.
2. Nowik, A. S., Berry, B. S. (1972). Anelastic relaxation in crystalline solids. Academic Press, New York. 677 p.
3. Golovin, I. S. (2012). Internal friction and mechanical spectroscopy of metallic material. *Mi.Sis.*, 247 p. [in Russian].
4. Kondratiev, S. Yu., Yaroslavskiy, G. Ya., Chaykovskiy, B. S. (1986). The issue of classification of high-damping metallic materials. *Problemy prochnosti*, No. 10, pp. 32—36 [in Russian].
5. Favstov, Yu. K., Shulga, Yu. N., Rahshtadt, A. G. (1980). Metal science of high-damping alloys. Moscow: Metalurgiya, 272 p. [in Russian].
6. Sigumoto, K. (1975). High damping alloys. An overview of the main problems and applications. *Nihon kindzoku gakkay kayho*, Vol. 14, No. 7, pp. 491—498 [in Russian].

7. Trojanova, Z., Palcek, P., Lukac, P., Chalupova, M. (2017). Internal friction in magnesium alloys and magnesium — alloys — based composites. *Magnesium alloys*, pp 37—72. doi: 10.5772/67028.
8. Trojanova, Z., Lukac, P., Dzugan, J., Halmesova, K. (2017). Amplitude dependent internal friction in a Mg—Al—Zn alloy. *Metals*, Vol. 7 (10), pp. 433. <https://doi.org/10.3390/met7100433>
9. 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>
10. Stanford, N., Barnett, M. R. (2013). Solute strengthening of prismatic slip, basal slip and $\{10\bar{1}2\}$ twinning in Mg and Mg—Zn binary alloys. *Int. J. Plast.*, Vol. 47, pp. 165—181. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.01.012>
11. Yujue, Cui, Yunping, Li, Shihai, Sun, HuaKang, 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>
12. Tsai, M. H., Chen, M. S., Lin, L. H., Lin, M. H., Wu, C. Z., Ou, K. L., Yu, C. H. (2011). Effect of heat treatment on the microstructures and damping properties of biomedical Mg—Zr alloy. *J. Alloys Comp.*, Vol. 509, pp. 813—819. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.098>
13. Mihriban, O. Pekguleryuz, Karl, U. Kainer, Arslan, A. Kaya. (2013). *Fundamentals of magnesium alloy metallurgy*. Woodhead Publishing Limited, Cambridge. 368 p.
14. Wang, Y. N., Huang, J. C. (2007). The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg—Al—Zn alloy. *Acta Mater.*, Vol. 55, pp. 897—905. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.09.010>
15. Watanabe, H., Sawada, T., Sasakura, Y., Ikee, N., Mukai, T. (2014). Microyielding and damping capacity in magnesium. *Scr. Mater.*, Vol. 87, pp. 1—4. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.06.004>
16. Davydenkov, N. N., Chuchman, T. N. (1957). Review of the modern theory of cold brittleness. *Research on heat-resistant alloys*. Moscow: AN SSSR, Vol. 2, pp. 9—34 [in Russian].
17. Podrezov, Yu. M., Malka, O. M., Romanko, P. M., Valuyska, K. O. (2017). Temperature retention of pseudo-spring behavior in the cycle of prefabrication — depressurization of Mg and alloy Mg—9Al—0,2Ca—0,08Ti. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost materialov*, Kyiv: IPM NANY, Vyp. 23, pp. 53—65 [in Ukrainian].
18. Peng, Chen. (2019). *Twin — slip interaction in plastic deformation of magnesium*. A dissertation submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of October of Philosophy in Materials Science and Engineering. University of Nevada. Reno.
19. Yunping, Li, Manabu, Enoki. (2008). Recovery behavior of pure magnesium in cyclic compression — quick unloading — recovery process at room temperature investigated by AE. *Mater. Transactions*, Vol. 49, No. 8, pp. 1800—1805. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MC200705>

20. Nagarajan, D., Ren, X., Caceres, C. H. (2017). Anelastic behavior of Mg—Al and Mg—Zn solid solutions. *Mater. Sci. Engineering: A*, Vol. 696, pp. 387—392. doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.069
21. Vinogradov, A., Vasilev, E., Linderov, M., Merson, D. (2016). *In situ* observation of the kinetics of twinning – detwinning and dislocation slip in magnesium. *Mater. Sci. Engineering: A*, Vol. 676, pp. 351—360. https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.004 [in Russian].
22. Bonish, Mattias, Calin, Mariana, Van Humbeeck, Jan, Skrotzki, Werner, Eckert, Jürgen. (2015). Factors influencing the elastic moduli, reversible strains and hysteresis loops in martensitic Ti—Nb alloys. *Mater. Sci. Engineering*, Vol. 48, pp. 511—520. https://doi.org/10.1016/j.msec.2014.12.048
23. Bashmakov, V. P. (2001). Plasticization and hardening of metal crystals during mechanical twinning. Minsk: UP.Tehnoprint 218 p. [in Russian].
24. Li, Dayong, Wagoner, R. H. (2021). The nature of yielding and anelasticity in metals. *Acta Mater.*, Vol. 206, pp. 116625. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116625
25. Vladimirskiy, K. V. (1947). On twinning of calcite. *ZhETF*, Vol. 17, pp. 530—536 [in Russian].
26. Tkachenko, V. G., Maksimchuk, I. N., Volosevich, P. Yu., Lashuk, N. K., Frizel, V. V. (2006). Creep resistance and long-term strength of structural magnesium alloys. *High Temperature Materials and Processes*, Vol. 25, No. 1—2, pp. 97—107.
27. Remy, L. (1977). Twin — slip interaction in fcc crystals. *Acta Met.*, Vol. 25 (6), pp. 711—714. https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90013-X
28. Vasiliev, E. V. (2018). Kinetic features of the deformation mechanisms of magnesium alloys under static and cyclic loading. *Dissert. c. ph-m science* [in Russian].

Anelasticity and damping capacity of magnesium and Mg—Al alloys under conditions of cyclic high-amplitude loading

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

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

*E-mail: yupodrezov@ukr.net

For Mg—Al alloys with magnesium content from 0 to 9%, measurements of anelastic deformation, damping capacity, and twinning start stresses were carried out. The method of cyclic loading under tension for a wide range of oscillations amplitudes with precision fixation of displacement was used. A method for determination of the start twinning deformation point $\sigma_{0,002}^{tw}$ under

conditions of cyclic loading is proposed, This stress characterizes the beginning of the inverse twinning stage, when the anelastic strain is $2 \cdot 10^{-5}$. Characteristics of $\sigma_{0,002}^{tw}$ for technical magnesium and its alloys with aluminum in a wide range of plastic deformation are determined. An insignificant linear increase of $\sigma_{0,002}^{tw}$ with increasing deformation was established for all Mg—Al alloys. The start twinning deformation point increases with increasing aluminum concentration. For low-alloy alloys with a solid-solution strengthening mechanism, the stress at the beginning of twinning increases insignificantly. For highly alloyed alloys, a significant increase of $\sigma_{0,002}^{tw}$ stress is observed. It is established that repeated loading within the hysteresis loop to stresses, which is less than the maximum and is not accompanied by additional plastic deformation. If the level of applied stresses during repeated loading reaches the maximum value, the amount of plastic deformation after unloading increases. The addition in ϵ_{pl} gradually decreases with the rise of cycles number. The dependences of inelastic deformation and dissipated energy on the previous deformation degree for all investigated magnesium alloys demonstrate an extreme character. The growth of these characteristics is observed only in the initial part of the load to the residual deformation of 1—2%. With a further increase in deformation, the tendency to anelasticity and the damping capacity decrease. For the dependences dissipation energy vs amplitude of loop stress, the maximum of dissipation energy is observed under the condition when the stress reaches a critical value, which corresponds to the beginning of prismatic or pyramidal sliding.

Keywords: Mg—Al alloys, quasi-static cyclic loading, hysteresis loops, dissipation energy, damping capacity, elasticity, anelasticity, twinning start point.