

## СУБСТРУКТУРНЕ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЮ ТА ЙОГО ДИСПЕРСІЙНО-ТВЕРДІЮЧИХ СПЛАВІВ

Обґрунтовано, що в субструктурно-зміцненому алюмінії і його дисперсійно-твердіючих сплавах, ефект С, який проявляється на температурній залежності внутрішнього тертя при температурі 300°C, обумовлений взаємодією індивідуальних дислокацій та їх скупчень всередині полігонів з дислокаціями, які утворюють малокутові границі субзерен.

Grounds laid to the fact that C-effect in sub-structurally reinforced aluminum and its dispersely-hardening alloys, which affects temperature dependence of internal friction at temperature 300°C, appears due to interaction of individual dislocations and their congregations inside polygons with dislocations that form macro-angular borders of sub-grains.

Машинобудівна і аерокосмічна техніка потребують створення матеріалів з наперед заданими, підвищеними фізико-механічними властивостями. Традиційні термічні і механіко-термічні обробки мають значний успіх при виготовленні технічних виробів з металів і їх твердих розчинів. Застосування таких обробок до дисперсійно-твердіючих сплавів обумовлює їх зміцнення в основному за рахунок виділення дисперсних фаз. Сформувані в таких сплавах субструктуру важко через блокування дислокацій домішковими атомами, зонами Гінґе-Престона і дисперсними фазами. У таких сплавах для переміщення дислокацій і їх перерозподілу в субграниці однієї термічної активації недостатньо [1].

Пропонується створювати в металах дислокації не за рахунок деформації, а шляхом багаторазового термоциклоування в полях зовнішніх напружень, або в умовах програмного навантаження. Наявність статичних або динамічних навантажень спільно з термічною активацією обумовлюють відрив дислокацій від стопорів різної потужності і дозволяють перебудувати їх у субграниці. Наступне виділення на субграницях домішок і дисперсних фаз стабілізує субструктуру і дозволяє отримати додаткове зміцнення конструкційного матеріалу.

Розроблено два способи формування зміцнюючої субструктури в алюмінію та його сплавах [1,2]. Це механіко-термічні обробки для алюмінію та його розбавлених твердих розчинів та термоциклоування без і при наявності полів зовнішніх напружень для дисперсійно-тверді-

ючих сплавів. Застосування різних термоциклічних обробок у полях зовнішніх напружень значно підвищує можливості цілеспрямованого керування як структурними, так і фазовими перетвореннями. Застосування цих обробок до дисперсійно-твердіючих сплавів дозволяє сформувати субструктуру за механізмом полігонізації або коміркової фрагментації з наступним виділенням на субграницях домішкових атомів, зон Гінґе-Престона і дисперсних фаз. Такий структурний стан металічного матеріалу характеризується великою енерговмісністю і здібністю рівномірніше розподіляти зовнішні навантаження в усьому об'ємі матеріалу чи технічних конструкцій з нього, що в комплексі із збільшеним рівнем термічної стабільності заблокованих структур, приводить до різкого збільшення опору пластичній деформації при кімнатній і підвищеній температурах. Обидва методи формування зміцнюючої структури супроводяться формуванням на температурній залежності внутрішнього тертя трьох непружних ефектів [1,2]. Їх фізична природа вивчалась впродовж тривалих досліджень [3].

Приводимо результати додаткових досліджень фізичної природи ефекту С, який виявляється при температурах 300–320°C. Він обумовлений взаємодією окремих дислокацій та їх скупчень всередині полігонів із дислокаціями у малокутових границях. Енергія активації цього процесу близька до енергії активації самодифузії в алюмінію. Затухання в цьому випадку пов'язано з переповзанням індивідуальних дисло-

кацій, їх скупчень, а також прилаштуванням до стінок полігонів в умовах розвинутої об'ємної сітки полігональних границь внаслідок неконсервативного переміщення окремих ланок дислокації з'єднаних порогами. Такий процес контролюється об'ємною дифузією. Енергія активації цього процесу [4]:

$$U = U_{fv} + U_{dv} + U_j, \quad (1)$$

де  $U_{fv}$  і  $U_{dv}$  – енергії утворення і руху вакансій,  $U_j$  – енергія утворення порогів.

За відсутності теплової рівноваги, тобто при перенасиченні порогами:

$$U = U_{fv} + U_{dv}. \quad (2)$$

Енергія активації ефекту  $C$  при цьому дорівнює 1,47 еВ, що на 0,1 еВ більше енергії активації ефекту  $B$  і співпадає з енергією утворення порогів [4]. У функції часу високотемпературного старіння енергія активації ефекту  $C$  знижується разом із зменшенням висоти ефекту (рис. 1). Характер отриманої залежності  $U=f(T)$  визначається зміною ступеня спотворень ґратки у місцях локалізації внутрішніх напружень у деформованому металі. У такому випадку енергія активації дорівнює [4]:

$$U = U_{fv} + U_{dv} + U_j - \sigma_n b^3, \quad (3)$$

де  $\sigma_n$  – пружний стиск у зонах концентрації внутрішніх напружень.

В міру відпалу деформованого металу значення  $\sigma_n b^3$  досягає максимуму, що відповідає мінімуму кривої  $U=f(T)$ , потім зменшується до нуля і виконується умова (1). Отже, ефект  $C$  чутливий до деформації в полігонізованому стані.

При термоциклюванні від 400°C і 450°C до 20°C збільшується ступінь досконалості сформованої субструктури. Субграниці стають замкнутими, густина дислокацій в них зростає.

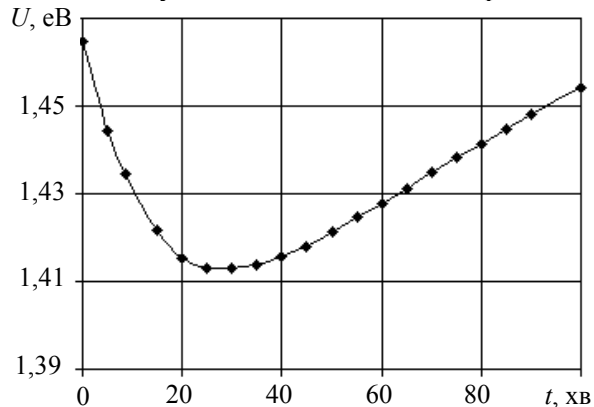


Рис. 1. Зміна енергії активації ефекту  $C$  у процесі відпалу при 520°C

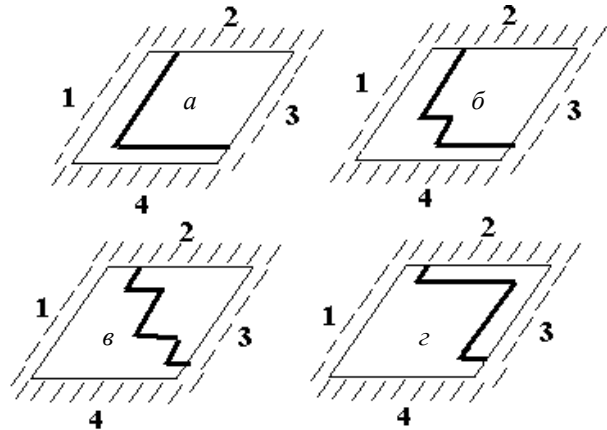


Рис. 2. Переповзання дислокації у випадку ідеалізованих субграниць від границь 1-4 до границь 2-3

Щоб границі субзерен були бар'єрами для окремих дислокацій, середня відстань між дислокаціями в границі повинна складати [5]:

$$h_s = Gb / 4\sigma. \quad (4)$$

Якщо відстань між дислокаціями досягає:

$$h_s = \left( \frac{Gb}{4\sigma} \right)^2 \frac{1}{d_s}, \quad (5)$$

то такі субграниці стають бар'єрами і для дислокаційних скупчень ( $\sigma$  – напруга, яка діє на дислокацію,  $d_s$  – середній розмір субзерен).

Визначення величини  $h_s$  дає значення порядку  $10^{-7}$  см, що співпадає з результатами X-променевого аналізу  $h_s \approx 10^{-7} - 10^{-8}$  см. За таких умов, дислокації що містяться всередині субзерен, не можуть підлаштуватись у стінки. З підвищенням температури, а також під дією знакозмінних напруг в умовах розвитку об'ємної дифузії, на дислокаціях утворюються пороги, які рухаючись вздовж дислокацій, обумовлюють їх переповзання. Цей процес можна продемонструвати на такій моделі (рис. 2).

Утворення сходинки на дислокації у місці перетину субграниць 1 і 4 (рис. 2а і б) і її рух вздовж дислокації, що лімітується дифузією вакансій, до стінок 2-3 (рис. 2в і г) обумовлює дисипацію пружної енергії і приводить появу на температурній залежності внутрішнього тертя непружного ефекту  $C$ . Переповзання дислокацій у запропонованій моделі не викликає зміни їх густини ні в субграницях, ні у внутрішніх об'ємах субзерен. При такій моделі величина ефекту  $C$  повинна бути пропорційною густині дислокацій всередині субзерен:

$$\rho = \rho_0 + \alpha \Delta_c \rho_k, \quad (6)$$

де  $\rho_0 = 1,8 \cdot 10^6$  см<sup>-2</sup> – густина дислокацій у відпаленому стані,  $\rho_k = 10^{13}$  см<sup>-2</sup> – граничне зна-

чення густини дислокацій у кристалічній ґратці,  $\Delta_c$  – приріст ефекту  $C$ ,  $\alpha=10$  – коефіцієнт пропорційності.

Застосування формули (6) для визначення густини дислокацій всередині субзерен дає значення порядку  $10^8$ – $10^9$  см<sup>-2</sup>, що співпадає із значеннями визначеними за амплітудними залежностями внутрішнього тертя. Якщо припущення про фізичну природу ефекту  $C$  вірне, то він повинен бути чутливим до додаткової деформації, утвореної в полігонізованому стані. Така деформація, що вносить нові дислокації в уже створену субструктуру, повинна стимулювати ефект  $C$ .

Виникає потреба в поясненні закономірностей поведінки ефекту  $C$  від ступеня деформації полігонізованого стану і від часу високотемпературного відпалу. Щоб виключити вплив старіння дослідили закономірність поведінки цього ефекту після деформації при 450°C уже полігонізованого зразка із субструктурою, що характеризується ефектом  $B$ , який зумовлений неконсервативним рухом дислокацій у стінках (265°C). Вимірювання величини ефекту  $C$  здійснювалось при охолодженні після деформації від 0 до 15%. При таких ступенях деформації не проходить рекристалізація [6], адже вона для цієї температури складає 17%.

Із температурних залежностей внутрішнього тертя (рис. 3), представленими кривими 2-8, видно, що деформація вносить нові дислокації в полігони субструктури, чим обумовлює зростання ефекту  $C$ . Із залежності висоти ефекту  $C$  від величини деформації видно, що після деякої, напевне відмінної для різних температур деформації, введення нових дислокацій вже не приводить до збільшення цього непружного ефекту (крива 9). Це свідчить про деяку рівноважну густину дислокацій всередині субзерен.

Виявлена деформаційна залежність ефекту  $C$  свідчить про його підсилення при внесенні нових дислокацій. Якщо внаслідок відпалу відбувається анігіляція і підлаштування дислокацій у стінки, то їх густина всередині полігонів зменшується і це приводить до зменшення ефекту  $C$ . Було проведено перевірку цього твердження (рис.4).

Проведено охолодження через різні проміжки часу відпалу зразків при 450°C після їх деформації на 6%. В міру тривалості відпалу величина ефекту  $C$  зменшується. Закономірність його зменшення задовольняє рівняння  $h=f(t)^{2/3}$ ,

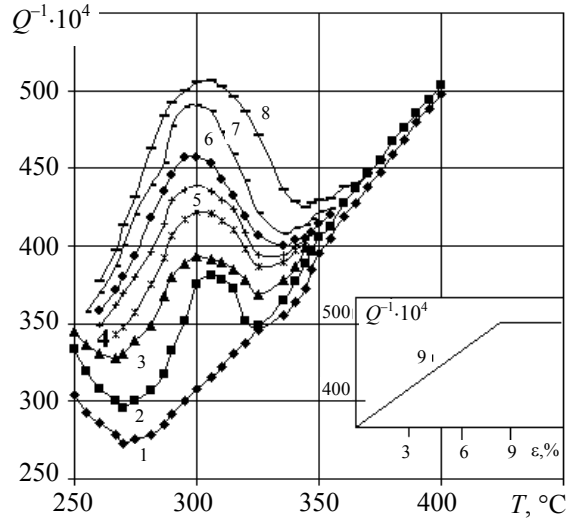


Рис. 3. Зведений спектр кривих, отриманих при безпосередньому охолодженні після деформації при 450°C на: 1 – 0,5%, 2 – 1%, 3 – 2%, 4 – 5%, 5 – 8%, 6 – 10%, 7 – 12%, 8 – 14%, 9 – залежність висоти ефекту  $C$  від величини деформації

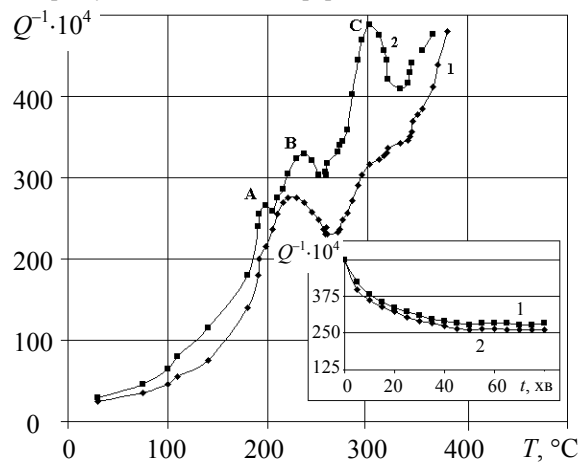


Рис. 4. Залежності, отримані після деформації полігонізованого стану на 6% при 450°C і різготривалого відпалу при цій температурі: 1 – охолодження після 0 хв., 2 – після 10 хв., вставка – залежності висоти ефекту  $C$  від часу відпалу 300°C і 450°C

де  $h$  – висота ефекту,  $t$  – час відпалу. Ця закономірність є однаковою для температур 300°C та 450°C.

Розраховано також енергію активації процесу, що обумовлює зміну внутрішнього тертя ефекту  $C$  [7].

Застосування формули:

$$Q^{-1} = Q_{\infty}^{-1} + (Q_0^{-1} - Q_{\infty}^{-1})e^{-t/\tau}, \quad (7),$$

де  $Q_0^{-1}$  – величина внутрішнього тертя безпосередньо після деформації у момент часу  $t=0$ ,  $Q_{\infty}^{-1}$  – рівноважне значення внутрішнього тертя при 300°C і 450°C.

При  $\tau = \tau_0 \exp(E/kT)$  отримуємо такий вираз для енергії активації:

$$E = \frac{kT \ln(t_1/t_2)}{T_2 - T_1}, \quad (8)$$

що відповідає результатам праці [4].

Для отриманих з експериментів  $t_1=35$  хв і  $t_2=20$  хв, отримуємо  $E=0,128$  еВ.

Якщо виходити із часової залежності ефекту  $C$  і числового значення енергії активації процесу, який відповідає за його зменшення, то можна припустити, що цей процес обумовлений анігіляцією порогів на дислокаціях, які виникають внаслідок високотемпературної деформації. Час релаксації такого процесу визначається співвідношенням:

$$\tau = \eta / \chi, \quad (9)$$

де  $\eta$  – ефективний коефіцієнт в'язкості,  $\chi$  – квазіпружний коефіцієнт:

$$\chi = \mu b^2 / lh, \quad (10)$$

де  $\mu$  – модуль зсуву,  $b$  – вектор Бюргера,  $l$  – відстань між стінками,  $h$  – середня відстань між дислокаціями в стінках.

Із співвідношень (9) і (10) знайдемо величину:

$$lh = \frac{\mu b^2}{2\pi v \eta}, \quad (11)$$

де  $v$  – частота коливань.

Підставивши у вираз (11) табличні дані для  $\mu=2,7 \cdot 10^{11}$  Дж/см<sup>2</sup> і  $b=2,8$  Å, а також використавши частоту коливань  $v=0,5$  с<sup>-1</sup> і розраховане за величиною внутрішнього тертя на піку  $\eta=10^4$  Пуаза, отримуємо для  $lh=6 \cdot 10^{-9}$  см<sup>2</sup>. Це значення співпадає з отриманим за X-променевими і металографічними дослідженнями значеннями  $l=10^{-3}$  см і  $h=10^{-6}$  см.

За відомих відстанях між дислокаційними стінками  $l$  і між дислокаціями у самих стінках  $h$  можна розрахувати передекспоненційний множник  $\tau_0$  при температурі 250°C:

$$\tau_0 = \frac{kT \ln(h / 2\pi r_0)}{5\mu\Omega D_0}. \quad (12)$$

при  $D_0=1,7$  см<sup>2</sup>/с і  $\Omega=10^{-23}$  см<sup>3</sup> отримаємо  $\tau_0=1,4 \cdot 10^{-11}$  с.

Тоді, з умови прояву максимуму внутрішнього тертя  $\omega\tau=1$ , де  $\tau=\tau_0 \exp\{U/(kT)\}$ , знаходимо температуру прояву ефекту, обумовленого перепозанням дислокацій:

$$T = \frac{U}{k \ln\{(2\pi v \tau_0)^{-1}\}}. \quad (13)$$

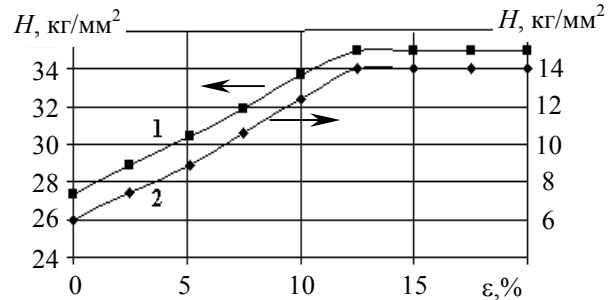


Рис. 5. Залежність мікротвердості полігонізованого зразка від ступеня деформації при 450°C: 1 – вимірювання при кімнатній температурі, 2 – при 300°C

Звідси знаходимо температуру прояву релаксаційного процесу, обумовленого перепозанням дислокацій, яка дорівнює  $T=573$  К.

Зміна мікротвердості матеріалу при додатковій деформації полігонізованого матеріалу нвведена на рис. 5.

Отже, величина ефекту  $C$ , обумовленого взаємодією індивідуальних дислокацій та їх скупчень всередині полігонів з дислокаціями, що утворюють малокутові границі, зростає лінійно зі збільшенням ступеня деформації, прямуючи до насичення. Впродовж високотемпературного відпалу величина цього ефекту зменшується за законом  $h=f(t)^{2/3}$ , що обумовлено анігіляцією порогів на дислокаціях. Виявлено додаткове зростання міцностних властивостей алюмінію і його сплавів внаслідок високотемпературної механіко-термічної обробки полігонізованого стану.

#### СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Зузяк П.М., Камінський О.С. Зміна параметрів дислокаційної структури дисперсійно-твердіючих алюмінієвих сплавів під впливом термоциклічних обробок // Науковий вісник ЧНУ. Вип. 201: Фізика.Електроніка. – Чернівці: ЧНУ, 2004. – С.22-26.
2. Зузяк П.М. Явления поглощения энергии в метастабильных системах // ФТТ. – Киев-Донецк: Вища школа. – 1988. – Вып. 18. – С.32-40.
3. Зузяк П.М., Слободяник А.Д., Чернуха Ю.О. Возможности і перспективи субструктурного зміцнення дисперсійно-твердіючих алюмінієвих сплавів Al-Zn, Al-Cu // Матеріалознавство та машинобудування. – 2005. – №3. – С.59-62.
4. Фридель А.С. Дислокации. – М.: Мир, 1967.
5. Чадек Й. Ползучесть металлических материалов. – М.: Мир, 1987.
6. Захарова М.И., Егоров Ю.С. Критическая деформация и структура алюминия при термомеханической обработке // ФММ. – 1968. – 25, вып.1. – С.158-163.
7. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1966. – С.5-17.