

# МАШИНОБУДУВАННЯ І ТРАНСПОРТ

---

УДК 539.67, 669.017

**М. В. Лисий, канд. ф-м. наук, доц.; О. В. Мозговий, канд. техн. наук, доц.;**  
**А. І. Білюк, канд. ф-м. наук, доц.**

## ФОРМУВАННЯ ЗМІЦНЮЮЧОЇ СУБСТРУКТУРИ В КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛАХ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

*Обґрунтовано, що в субструктурно-зміцненому алюмінії ефект В, який проявляється на температурній залежності внутрішнього тертя за температури 573 К, зумовлений неконсервативним рухом дислокацій в стінках границь зерен.*

### Вступ

Підвищення міцності конструкційних матеріалів є одним з перспективних напрямків як збільшення продуктивності роботи виробничого обладнання за рахунок підвищення допустимого навантаження, так і збільшення терміну експлуатації основних виробничих фондів за рахунок зменшення втомлюваності. Особливо чітко ця задача постає за використання відносно вартісних кольорових металів, у тому числі й алюмінію, де застосування сучасних методів обробки дає можливість значно зменшити собівартість виробів за рахунок зменшення витрат матеріалу зі збереженням заданих вимог до міцності конструкції [1].

Тож, виходячи зі сказаного, пошук принципово нових, науково обґрунтованих прогресивних технологій обробки металічних матеріалів є перспективним напрямком наукових досліджень.

### Постановка задачі

Як показано в роботі [2], найефективнішим способом покращення технологічних властивостей матеріалів є поєднання цілеспрямованого впливу на формування структури кристалічної ґратки із застосуванням додаткової термообробки, використання якої, зменшуючи міцність іонних зв'язків, спрощує корегування кристалічної структури виробу. Тож, поєднуючи відомий досвід термічної обробки металевих конструкцій та фундаментальні знання механізмів їх кінетики структурних і фазових перетворень, з урахуванням стану кристалічної ґратки, наявності дефектів структури, процесів їх взаємодії і перерозподілу, з'являється можливість швидко і якісно розв'язати задачу поліпшення техніко-економічних і міцнісних характеристик конструкційних матеріалів при створенні нової прогресивної техніки і реалізації ресурсоощадного напрямку в розвитку економіки.

Тому, враховуючи зазначені переваги цього методу структуризації металічних зв'язків, очевидною є актуальність подальшого його теоретичного та практичного вивчення.

### Результати досліджень

У роботі проведено дослідження формування зміцнювальної дислокаційної структури в композиційних алюмінієвих матеріалах, чим досягалось подвійне зміцнення матеріалів за рахунок формування субструктури з подальшим її блокуванням дисперсними фазами. Дослідження проводились структурно-чутливим методом внутрішнього тертя у поєднанні з прямими методами рентгеноструктурного і металографічного аналізів, а також досліджувалась мікротвердість і розраховувались модулі пружності.

Дослідження зводились до:

- 1) вивчення характеру виявлення і закономірностей зміння температурних спектрів

---

© М. В. Лисий, О. В. Мозговий, А. І. Білюк, 2012

внутрішнього тертя алюмінієвих сплавів у процесі формування і стабілізації в них полігональної структури;

2) встановлення кореляції між температурним спектром внутрішнього тертя і відповідним типом субструктури;

3) визначення основних параметрів субструктури в стані отримання найстабільнішого зміцнення;

4) вивчення впливу дефектів структури і дисперсних фаз на процес формування і стабілізацію субструктури;

5) розробка оптимальних режимів термоциклювання для отримання стабільних зміцнювальних дислокаційних субструктур.

Дослідження показали, що в алюмінії формування субструктури супроводжується трьома непружними ефектами (рис. 1) [3]:

1) ефект А (493 К), зумовлений взаємодією дислокацій в стінках з точковими дефектами, що дифундують по субграницях;

2) ефект В (598 К), зумовлений неконсервативним рухом дислокацій в стінках;

3) ефект С (563 К), зумовлений взаємодією дислокацій всередині полігонів з дислокаціями, які утворюють малокутові границі.

Виходячи із теорії високотемпературної релаксації дислокацій в субграницях [4] і використовуючи отримані експериментальні дані, проведено розрахунок температури появи ефекту, який зумовлений переповзанням дислокацій. Час релаксації такого переповзання згідно з [4] визначається співвідношенням

$$\tau = \eta / \chi, \tag{1}$$

де  $\eta$  — ефективний коефіцієнт в'язкості;  $\chi$  — квазіпружний коефіцієнт, який за порядком величини дорівнює

$$\chi = \mu b^2 / lh, \tag{2}$$

де  $\mu$  — модуль зсуву;  $b$  — вектор Бюргерса;  $l$  — віддаль між стінками;  $h$  — середня відстань між дислокаціями в стінках.

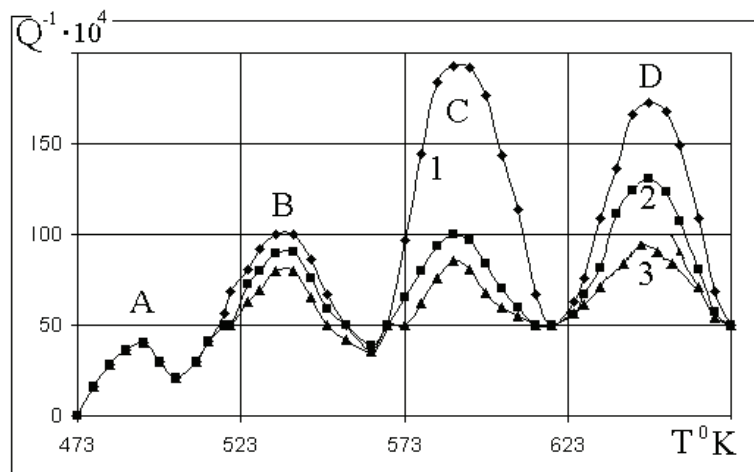


Рис. 1. Характер проявлення непружних ефектів А, В і С в залежності від вмісту домішок Zn:  
1 — Al+0,01 % Zn; 2 — Al+0,5 % Zn; 3 — Al+1 % Zn

Скориставшись цими виразами, отримаємо величину:

$$lh = \frac{\mu b^2}{2\pi\nu\eta}, \tag{3}$$

де  $\nu$  — частота коливань.

Підставляючи у цей вираз табличні дані для  $\mu = 2,7 \cdot 10^{11}$  Дж/см<sup>2</sup> і  $b = 2,8 \text{ \AA}$ , а також значення частоти коливань  $\nu = 0,5 \text{ c}^{-1}$  і розраховане за величиною внутрішнього тертя на піку  $\eta = 10^4$  Пуаз, отримуємо значення для  $lh = 6 \cdot 10^{-9}$  см<sup>2</sup>. Розрахована таким чином величина збігається з отриманим на підставі металографічних і рентгенографічних досліджень значенням  $l = 10^{-3}$  см і  $h = 10^{-6}$  см. З відомими відстанями між дислокаційними стінками  $l$  і між дислокаціями біля самих стінок  $h$  можна підрахувати згідно з [4] передекспоненціальний множник  $\tau_0$  при температурі 540 К.

$$\tau_0 = \frac{kT \ln\left(\frac{h}{2\pi r_0}\right)}{5\mu\Omega D_0} \quad (4)$$

Для  $D_0 = 1,7 \text{ cm}^2/\text{c}$ ,  $\Omega = 10^{-23} \text{ cm}^3$  і  $\ln\left(\frac{h}{2\pi r_0}\right) = 5$ , отримуємо  $\tau_0 = 1,4 \cdot 10^{-11}$  с. Тоді з умови появи

максимуму внутрішнього тертя при  $\omega\tau = 1$ , де  $\tau = \tau_0 e^{\frac{U}{kT}}$ , знаходимо вираз для визначення температури появи ефекту, обумовленого переповерханням дислокацій:

$$T = \frac{U}{k \ln\left(\frac{1}{2\pi\nu\tau_0}\right)} \quad (5)$$

Підставляючи у (5) отримане на підставі експериментальних даних значення енергії активації  $U = 32$  ккал/моль, знаходимо, що температура появи релаксаційного процесу, зв'язаного з переповерханням дислокацій, приблизно рівна 573 К.

Відомо, значення параметрів  $l$  і  $h$  змінюються в залежності від виду механіко-термічної обробки. Якщо значення  $lh$  змінюються в межах  $10^{-9} \dots 10^{-11}$  см<sup>2</sup>, то  $\tau_0$  змінюється від  $10^{-11} \dots 10^{-13}$  с. Тоді температура появи непружного ефекту, зумовленого переповерханням дислокацій, попадає в інтервал від 533...603 К, що добре узгоджується з температурами появи ефекту В, підтверджуючи його фізичну природу. Таким чином, наявність тісного взаємозв'язку між стійкістю ефекту В і субструктурою дозволяє використовувати цей релаксаційний ефект для контролю за станом зміцнювальної субструктури. Досить специфічною є зміна модуля зсуву полігонізованого алюмінію в зоні до 420 К [4].

Вплив комплексу різних домішок на процеси формування субструктури, отриманої механіко-термічною обробкою з деформацією при температурах 293; 523 і 903 К вивчалось на технічному алюмінії (А-7). Полігональна структура формувалась лише при підвищенні температури до 903 К і збільшенні тривалості відпалу в 16 разів. На відміну від чистого алюмінію, виявлені ефекти краще проявляються у разі охолодження. Це зумовлено термічним вивільненням частини дислокацій від домішок. Іншою відмінністю є велика стабільність створеної субструктури. Додаткова стабільність обумовлена взаємодією дислокацій з домішковими атомами. Ефективно блокуючи дислокації і дислокаційні стінки, домішки значно збільшують термічну стабільність створеної субструктури, підвищуючи жароміцність матеріалу.

У результаті проведених метало- і рентгенографічних досліджень зміцнювальної субструктури виявлено, що після механіко-термічних обробок при 293; 423 і 523 К формується субструктура, що характеризується незамкнутими контурами субграниць. Внаслідок переривчастого характеру субграниць, високотемпературний відпал такого стану приводить до переходу індивідуальних дислокацій та їх скупчень із внутрішніх об'ємів у малокутові границі. Застосування механіко-термічної обробки при 903 К викликає формування субструктури у процесі деформації. Така субструктура характеризується утворенням замкнутих контурів із ямок травлення, при цьому частина індивідуальних дислокацій і їх скупчень залишається всередині полігонів.

Однією з основних умов широкого застосування композиційних матеріалів у техніці є можливість їх механічної обробки, способів з'єднання і захисту від корозії. До таких матеріалів, що піддаються механічній обробці, відноситься композит алюміній-сталь. Температурна залежність внутрішнього тертя таких композиційних волокнистих матеріалів вивчалась у процесі термоциклічних обробок. У дослідженнях визначені оптимальні температурні інтервали їх термоциклювання. Так, зміна температури від 573 і 673 К до кімнатної у кількості 50–60 термоциклів забезпечує підвищення жароміцності волокнистих композиційних матеріалів. Термоциклювання від 293 до 673 К (рис. 2) зумовлює формування на кривих температурних залежностей внутрішнього тертя непружних ефектів при 503; 543; 573 і 633 К. Температури проявлення сформованих у процесі термоциклювання непружних ефектів при 503; 543 і 573 К збігаються з температурними інтервалами ефектів, зумовлених формуванням і стабілізацією в алюмінії дислокаційної субструктури.

Із зростанням кількості термоциклів в матеріалі проходить накопичення внутрішніх напружень, оскільки коефіцієнти термічного розширення волокон сталі і алюмінієвої матриці відрізняються у 2 рази [5]. Оскільки в процесі охолодження матриця стискається сильніше, ніж волокно, то зі збільшенням числа термоциклів у матриці зростає рівень розтягувальних напружень. Композиційний матеріал зміцнюється, величина внутрішнього тертя спадає. Більше 50 термоциклів доводить величину внутрішніх мікронапруг до критичного стану. Нагрівання такого композиту спочатку веде до зменшення напружень розтягу у матриці до нуля (інверсія). При подальшому нагріванні знак напружень у матриці змінюється, замість напружень розтягу у матриці виникають напруження стиску. Це зумовлює появу гістерезису на кривих нагрівання і охолодження (рис. 2, криві 4). Встановлені умови початку розміцнення композиційних матеріалів.

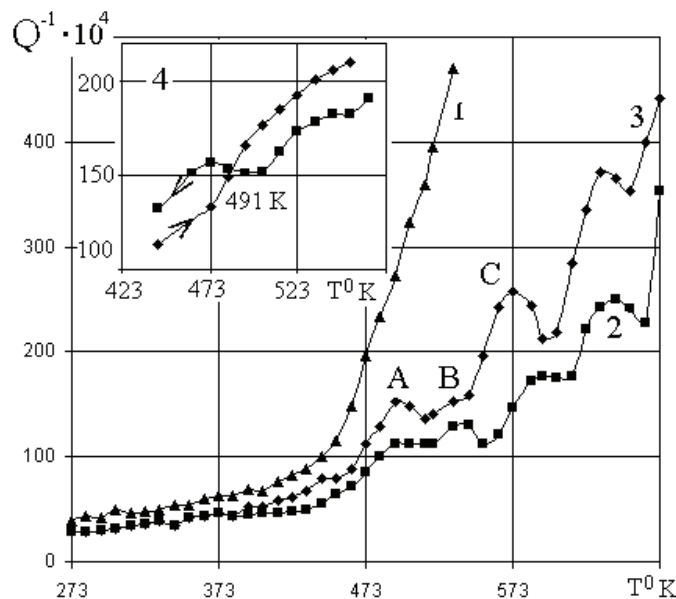


Рис. 2. Композиційний матеріал алюміній-сталь.  
Криві нагрівання при термоциклюванні від 293 до 673 К  
після: 1 – 0 циклів; 2 – 1 циклу; 3 – 38 циклів;  
4 – гістерезис кривих нагрівання-охолодження

## Висновки

1. Встановлені закономірності поведінки дислокаційних ефектів від досконалості і стабільності субструктури. Знайдено умови термічної стійкості ефектів В і С, що визначаються механіко-термічною обробкою при 523 К і 903 К. Виявлено загальне збільшення термічної стабільності зміцнювальної структури з підвищенням температури деформації під час механіко-термічної обробки.

2. Встановлена кореляція між типом субструктури, характером проявлення непружних ефектів на кривих температурної залежності внутрішнього тертя і міцнісними властивостями алюмінієвих композиційних матеріалів, що полягає у відповідності між інтенсивністю проявлення ефекту В і міцнісними властивостями субструктурно-зміцнених алюмінієвих сплавів. Виявлена аномальна залежність модуля зсуву полігонізованого алюмінію в температурному інтервалі 293...453 К, що дозволяє вибирати для практичного використання такий температурний розріз, який відповідає високим жароміцним властивостям алюмінію.

3. Присутність у технічному алюмінії різних домішок затримує формування субструктури. Для розвитку полігонізації необхідні більш високі температури відпалу і тривалий час. З іншого боку, домішкові атоми ефективно блокують сформовані субграниці, приводячи до додаткового зростання міцнісних властивостей матеріалів.

4. Проведений розрахунок температурного стану релаксаційного ефекту, який зумовлений переповзанням дислокацій в стінках. Показано, що саме ефект В може служити експериментальним підтвердженням теоретичних передумов можливості виникнення подібного релаксаційного ефекту.

5. Встановлені можливості цілеспрямованого керування дислокаційною структурою в композиційних матеріалах на основі алюмінію створюють передумови для практичного використання отриманих результатів з метою забезпечення вищих та стійкіших міцнісних властивостей цих матеріалів, за умов як звичайних, так і високих температур. Досягнення характеристик підвищеної міцності може бути отримано менш трудомісткими і економічно ефективнішими способами технологічної обробки.

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Кленів О. В. Виробничо-господарський потенціал металургійних підприємств: перспективні напрямки підвищення / О. В. Кленів // Економічний вісник Донбасу. — 2010. — № 3 — 4 с.
2. Стерин И. С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки / И. С. Стерин // Политехника; 2003. — 344 с.
3. Зузяк П. М. Явления поглощения энергии в метастабильных системах / П. М. Зузяк // Физика твердого тела. — Киев—Донецк : Вища школа, 1988. — Вып. 18. — С. 32—40.
4. Даринский В. М. Внутреннее трение, обусловленное движением дислокационных стенок / В. М. Даринский, Ю. А. Федоров // ФММ. — 1970. — Т. 30, вып. 6. — С. 1279—1286.
5. Лисий М. В. Комбіноване зміцнення композиційних матеріалів на основі алюмінію / М. К. Лисий, П. М. Зузяк, Ю. О. Чернуха // Фізико-хімічна механіка матеріалів — 2002. — № 6. — С. 108—109.
6. Лисий М. В. Субструктурне зміцнення волокнистих композиційних матеріалів / [М. В. Лисий, П. М. Зузяк, Ю. О. Чернуха, В. М. Зайчук] // Металлофізика и новейшие технологии. — 2003. — № 3. — С. 279—285.

Рекомендована кафедрою загальної фізики і фотоніки

Стаття надійшла до редакції 17.02.12  
Рекомендована до друку 16.03.12

**Лисий Михайло Вікторович** — доцент кафедри загальної фізики і фотоніки.

Вінницький національний технічний університет, Вінниця;

**Мозговий Олександр Васильович** — доцент, **Білюк Анатолій Іванович** — доцент.

Кафедра фізики, Вінницький державний педагогічний університет ім. М. Коцюбинського, Вінниця