

УДК 539.67, 669.017.

М. В. Лисий, к. ф-м. н., доц.; А. І. Білюк, к. ф-м. н., доц.;
А. Д. Слободяник, к. т. н., доц.

СУБСТРУКТУРНЕ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ

Зроблено оцінку визначення параметрів дислокаційної структури та характеристик амплітудної залежності внутрішнього тертя за кривими залежності згасання в алюмінієвих сплавах.

***Ключові слова:** термоциклювання, композиційні матеріали, точкові дефекти, дислокаційна структура, домішкові атоми, субструктурне зміцнення, внутрішнє тертя.*

Вступ

В умовах науково-технічного прогресу існує постійна потреба у створенні матеріалів із властивостями, не притаманними для природних матеріалів. До таких належать композиційні матеріали (КМ). Найчастіше в ролі матриці в таких матеріалах використовують не чистий алюміній, а його сплави, у яких компонентами є атоми міді й цинку. Присутність у технічному алюмінії цих домішок впливає на формування субструктури, тому необхідно дослідити вплив цих домішок на зміцнення алюмінієвих сплавів у процесі їх термоциклювання.

Постановка завдання

Амплітудну залежність внутрішнього тертя (АЗВТ) пояснюють взаємодією дислокацій з точковими дефектами. За малих змінних напруг відбувається коливання сегментів дислокації відповідно до моделі Гранато – Люкке (ГЛ) [1, 6]. Відрив відрізка дислокацій від домішкових атомів зумовлює появу амплітудної залежності декременту, що відбувається за певної величини амплітуди, яку називають критичною. Друга критична амплітуда відповідає відриву дислокаційної петлі від вузлів дислокаційної сітки згідно з моделлю Франка – Ріда. Відповідно виміряні характеристики амплітудної залежності внутрішнього тертя (ВТ) напряму пов'язані з параметрами дислокаційної структури: величиною енергії зв'язку дислокаційної лінії з точковими дефектами й вузлами дислокаційної сітки, довжиною відрізків, сегментів і густиною дислокацій. Тому в роботі зроблена спроба оцінки вказаних параметрів дислокаційної структури за кривими амплітудної залежності внутрішнього тертя.

Результати досліджень

Амплітудно залежне внутрішнє тертя (АЗВТ) дозволяє не лише оцінити весь комплекс характеристик дислокаційної структури, але й прослідкувати за їх розвитком під дією температурно-часових і силових чинників. Серед різних моделей АЗВТ найбільш універсальною є модель ГЛ [1]. Аналітичне обґрунтування теорії АЗВТ і її модифікацій приведено в роботах [1, 2, 3, 4].

Для дослідження було вибрано алюмінієві сплави Al-2%Cu-2%Zn (сплав 1), Al-2%Cu (сплав 2). Під час вибору матеріалів урахували те, що в цих сплавах можна досягти додаткового зміцнення за рахунок створення субструктури та її стабілізації шляхом виділення дисперсної фази.

Для створення в досліджуваних матеріалах розвинутої субструктури термоциклювання проводилося в інтервалі температур 510 – 20 °С зі швидкістю нагрівання й охолодження 50 °С·с⁻¹. Зовнішнє навантаження розтягування складало 0,2 – 0,4σ_{0.2}. Внутрішнє тертя вимірювали на низькочастотному (~1Гц) приладі типу оберненого крутильного маятника [2, 3].

На рис. 1, 2, 3, 4 приведені результати АЗВТ після 20 ТЦО (крива 1) і 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження (крива 2) для сплаву Al-2%Cu-2%Zn та сплаву Al-2%Cu.

Значення другої критичної амплітуди деформації $\gamma_{кр.2}$ після 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження, яка характеризує процес розмноження й руху дислокацій у твердому розчині за механізмом Франка – Ріда, більше в 1.29 – 1.74 (сплав 1), 1.26 – 1.62 (сплав 2) раз, ніж після 20 циклів звичайного ТЦО (рис. 1, 2, 3, 4).

Якщо амплітуди коливань малі ($\gamma < \gamma_{кр.1}$), основний внесок у затухання за малих деформацій вносять коливання дислокаційних сегментів (L_c), закріплених атомами-домішками. У цьому випадку вираз для логарифмічного декременту коливань δ_1 може бути записаний у вигляді:

$$\delta_1 = \frac{120\Omega B_o \omega \Lambda L^4}{\pi^4 C}, \quad (1)$$

де B_o – постійна затухання; C – сила на одиницю довжини дислокації, зумовлена натягом зігнутої дислокації, ω – частота коливань, Λ – щільність дислокацій, L – ефективна довжина дислокації.

В іншій області, яка відповідає деформаціям $\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$, відбувається відрив дислокацій від домішкових атомів і вони залишаються закріпленими тільки у вузлах дислокаційної сітки L_n (L_n – довжина дислокацій між сильними точками закріплення). Розсіювання механічної енергії в матеріалах, згідно з теорією, описують формулою:

$$\delta_2 = \frac{C_1}{\gamma} \cdot \exp\left(-\frac{C_2}{\gamma}\right), \quad (2)$$

де C_1 і C_2 – коефіцієнти, які визначають із даних АЗВТ в координатах ГЛ L_n ($Q^{-1} \gamma \pi = f(1/\gamma)$).

Постійна C_1 зв'язана зі щільністю дислокацій Λ співвідношенням:

$$C_1 = A_1 \Lambda L_n^3 / L_c^2, \quad (3)$$

а постійну C_2 визначають довжиною дислокаційного сегмента:

$$C_2 = k \eta a / L_c, \quad (4)$$

де $A_1 = (\Omega/\pi\theta)(P_m/4aM)$; P_m – сила відриву дислокації від точки закріплення; θ -чинник, який залежить від напруги на площині ковзання; Ω – орієнтаційний чинник; a – параметр ґратки; η – чинник розмірності; $k = 0,2-0,3$ – коефіцієнт розмірності.

Друга критична амплітуда деформації $\gamma_{кр.2}$ відповідає напрузі, яка зумовлює генерування дислокацій джерелами довжиною L_n за механізмом Франка – Ріда. Із цієї амплітуди починається збільшення фону ВТ Q_0^{-1} . Між величинами $\gamma_{кр.2}$ і L_n (довжина дислокації між сильними точками закріплення) існує співвідношення:

$$L_n = b / \gamma_{кр.2}, \quad (5)$$

де b – вектор Бюргерса.

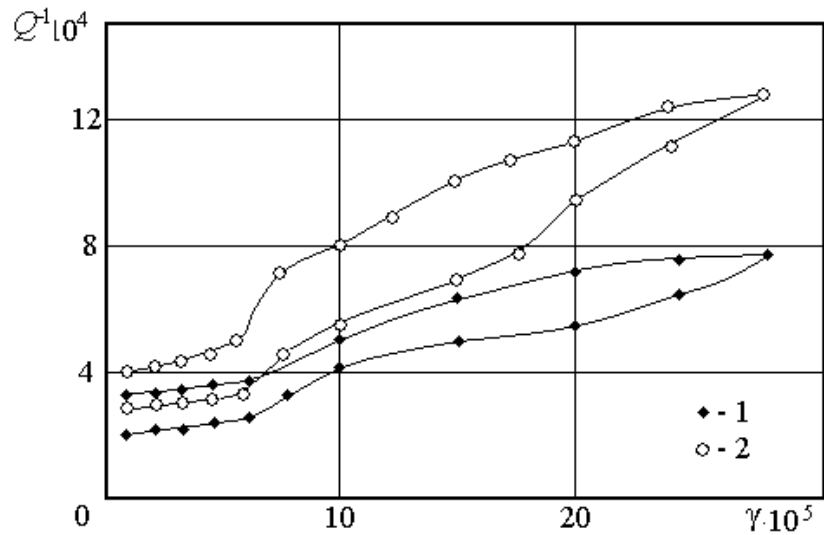


Рис. 1. Амплітудна залежність внутрішнього тертя сплаву Al-2%Cu-2%Zn після 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження (1) і 20 ТЦО (2)

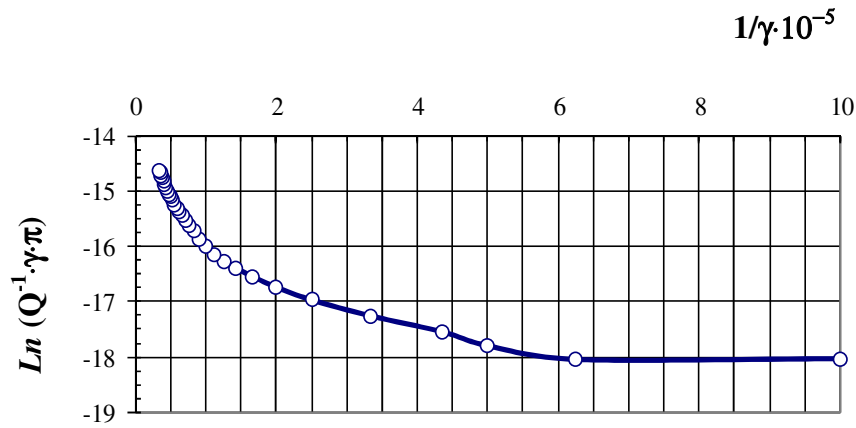


Рис. 2. Амплітудна залежність внутрішнього тертя сплаву Al-2%Cu-2%Zn після 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження в координатах $\ln(Q^{-1}\gamma\pi)=f(1/\gamma)$

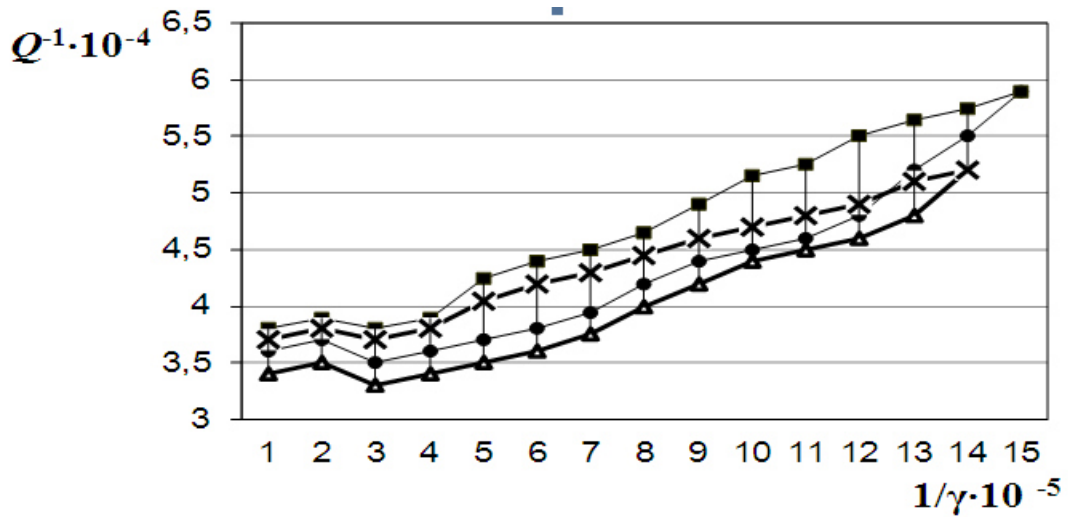


Рис. 3. Амплітудна залежність внутрішнього тертя сплаву Al-2%Cu після 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження (Δ , \times) і 20 ТЦО (\bullet , \blacksquare)

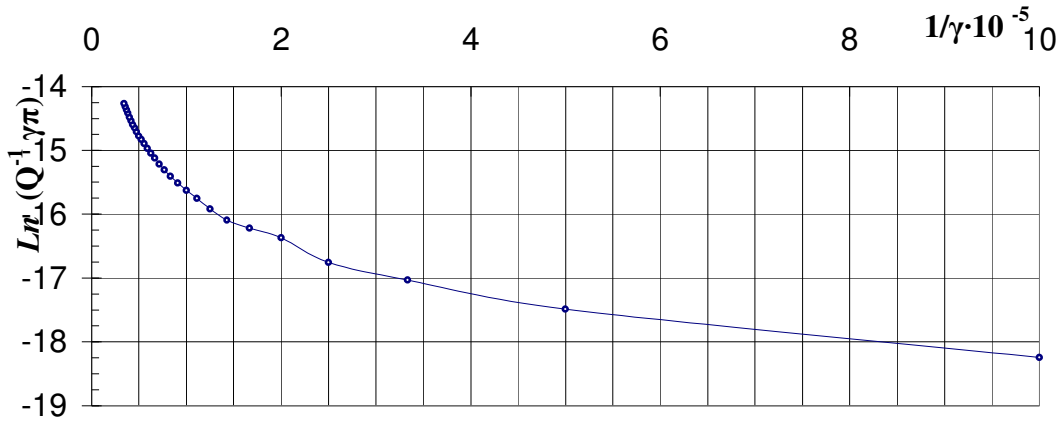


Рис. 4. Амплітудна залежність внутрішнього тертя сплаву Al-2%Cu після 20 ТЦО в полі зовнішнього навантаження в координатах $\text{Ln}(Q^{-1}\gamma\pi)=f(1/\gamma)$

Рівняння (3), (4) і (5) дозволяють знайти параметри дислокаційної структури L_c , L_n і L . Крім цього, метод АЗВТ дозволяє визначити енергію зв'язку дислокації H_d із блокувальним атомом по величині $\gamma_{кр.1}$ і дефект модуля $\Delta M/M$:

$$\gamma_{кр.1} = \frac{H_B - B}{Mb^3}, \tag{6}$$

$$\frac{\Delta M}{M} = \frac{6\Omega L^2}{\pi^2}, \tag{7}$$

де c_d – концентрація домішкових атомів на дислокації ($c_d = L_n/L_c$).

Розрахунки параметрів дислокаційної структури, зроблені на основі теорії ГЛ, відповідають результатам експерименту за деформацій $\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$. Але цей метод має суттєвий недолік, оскільки визначені таким чином константи C_1 і C_2 описують безпосередньо експериментальну залежність лише у вузькій області спектру амплітудної залежності ВТ, тому на основі теорії Гранато – Люкке автори [5] пропонують опис АЗВТ в усіх областях методом регресивного аналізу. Експериментальну залежність добре описують формулою:

$$\delta = \sum_{i=1}^{\Lambda} \delta_i, \tag{8}$$

де δ_i обчислюють на основі теорії ГЛ [1] за формулами (2, 8).

За допомогою цього методу розв'язують систему лінійних рівнянь виду:

$$\frac{\partial \delta}{\partial (\ln C_1)} = \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[\ln \delta_i - \left(\ln C_1 - \ln \gamma_i - \frac{C_2}{\gamma_i} \right) \right]^2 = 0, \tag{9}$$

$$\frac{\partial \delta}{\partial C_2} = \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[\ln \delta_i - \left(\ln C_1 - \ln \gamma_i - \frac{C_2}{\gamma_i} \right) \right]^2 = 0,$$

розв'язком якої є рівняння:

$$C_2 = \frac{\Lambda \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[(\ln \delta_i + \ln \gamma_i) \frac{1}{\gamma_i} \right] - \sum_{i=1}^{\Lambda} [\ln \delta_i + \ln \gamma_i] \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i}}{\left(\sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i} \right)^2 - \Lambda \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i^2}},$$

(10)

$$C_1 = \exp \left[\frac{1}{\Lambda} \left(\sum_{i=1}^{\Lambda} (\ln \delta_i + \ln \gamma_i) + C_2 \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i} \right) \right].$$

Розрахунок констант C_1 та C_2 , згідно з виразами (9, 10), найкраще проводити на ЕОМ. Це дозволяє уникнути випадкових експериментальних значень, провівши перед початком обчислень згладжування експериментальних даних за методом парабол, та уникнути громіздкості обрахунків.

Отримавши значення для C_1 і C_2 та використавши вирази для C_1 та C_2 , згідно з теорією ГЛ, маємо можливість обрахувати параметри L_c і L_n між слабкими і сильними точками закріплень, об'ємну щільність дислокацій Λ , концентрації точкових дефектів на дислокації c_D , а також енергію зв'язку дислокації з атомами та дефект модуля.

У табл. 1, 2 порівняно результати розрахунків для сплавів Al-2%Cu-2%Zn і Al-2%Cu за методиками [1, 5]. Причому останні добре корелюють з експериментальними даними. Розбіжність між ними не перевищує 3 – 5%.

За досить малих значень амплітуд деформацій проявляється мікро-пластичність, зумовлена рухом дислокацій у полі змінних напружень. У цьому плані найінформативнішим є метод ВТ: із ростом амплітуди деформації в розсіювання енергії в матеріалі вводять все нові дислокаційні джерела, внесок яких у загальне поглинання енергії механічних коливань різний.

Таблиця 1

Параметри дислокаційної структури сплаву Al-2%Cu-2%Zn

N ТЦО	$L_n \cdot 10^6, \text{ м}$		$L_c \cdot 10^8, \text{ м}$			$A \cdot 10^{-12}, \text{ м}^{-2}$			c_D		
	А, В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ
0	2.4	5.1	10	1.4	10.8	25	8.0	21.5	21	38	28
5	2.2	2.4	12	1.6	12.4	30	5.7	22.7	20	21	17
10	1.8	1.8	11	1.3	10.2	45	9.8	38.0	19	18	16
25	1.4	2.1	9	0.9	8.5	60	18.0	45.0	16	19	26
50	1.8	0.9	9.4	0.8	7.3	62	14.5	60.0	20	26	16

Таблиця 2

Параметри дислокаційної структури сплаву Al-2%Cu

N	$L_n \cdot 10^6, \text{ м}$		$L_c \cdot 10^8, \text{ м}$			$A \cdot 10^{-12}, \text{ м}^{-2}$			сд		
	А, В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ
0	2.15	2.90	11.1	10.4	11.5	17.1	5.5	1.5	19	20	25
5	2.02	2.35	10.3	9.1	11.2	15.5	6.4	7.9	19	22	21
10	1.65	2.10	10.1	7.3	9.3	21.5	8.9	10.1	16	22	22
25	1.48	2.04	9.5	6.8	7.6	25.9	23.6	26.6	15	22	27
50	1.58	1.50	8.2	6.2	5.3	36.8	21.9	22.1	19	25	28

Примітки*: 1. А ($\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$), В ($\gamma > \gamma_{кр.2}$) – розрахунок параметрів дислокаційної структури проводили за методикою [5]. 2. ГЛ ($\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$) – за методикою [1].

Висновки

Характерним для субструктурного зміцнення є інтенсивне зростання щільності дислокацій, які блокуються домішками під час дисперсійного твердіння. За еквівалентних кількостей термоциклів щільність дислокацій в умовах ТЦО в полі зовнішнього навантаження зростає в 1,2 – 1,8 рази інтенсивніше, ніж за звичайного термоциклювання (табл. 1, 2).

Розвиток дислокаційної структури в процесі термоциклювання супроводжує різке зменшення довжини дислокаційних сегментів між точками закріплення на дислокаційних лініях (L_c) і між вузлами дислокаційної сітки (L_n). Такі дані одержані із результатів вимірювання амплітудної залежності ВТ із подальшою їх обробкою згідно з моделями [1, 5] (табл. 1, 2).

Зменшення параметрів L_c і L_n після ТЦО в полі зовнішнього навантаження свідчить про значне подрібнення дислокаційної сітки. Цей структурний стан металів характеризують висока енергоємність та їх здібність більш рівномірно розподіляти зовнішні напруження по всьому об'єму матеріалів чи технічних конструкцій із них, що в поєднанні з підвищеним рівнем термічної стабільності заблокованих субмеж призводить до різкого підвищення опору пластичній деформації за кімнатної й підвищеної температур.

Отже, вимірювання амплітудних залежностей ВТ на різних етапах субструктурного зміцнення металів дозволяє виявити загальні закономірності формування, стабілізації й розпаду сіток полігональних меж, стан яких безпосередньо визначає рівень і стабільність високотемпературних властивостей.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Гранато А. Дислокационная теория поглощения // А. Гранато, К. Люкке // Ультразвуковые методы исследования дислокаций. – М. : Издательство иностранной литературы. – 1963. – С. 27.
2. Механическая спектроскопия металлических материалов / [Блантер М. С., Головин И. С., Головин С. А. и др.]. – М. : МИА, 1994. – 256 с.
3. Білюк А. І. Вплив термоциклювання під навантаженням на структурні зміни дисперсійно-твердіючих алюмінієвих сплавів/ А. І. Білюк // Металофізика и новейшие технологии. – 1997. – Т. 19. – № 6. – С. 78 – 80.
4. Лисий М. В. Формування зміцнюючої субструктури в композиційних матеріалах на основі алюмінію / М. В. Лисий, О. В. Мозговий, А. І. Білюк // Вісник ВПІ. – 2012. – №3. – С. 148 – 153.
5. Зузяк П. М. Контроль дислокационной структуры материала методом регрессионного анализа/ П. М. Зузяк, А. И. Билюк, И. И. Федорчук // Материалы 7-й Российской научно-технической конференции "Демпфирующие материалы". – Киров. – 1994. – С. 142.
6. Влияние различных видов деформации на физико-механические свойства ГПУ- и ГЦК-металлов и сплавов / В. В. Калиновский, М. Б. Лазарева, Д. Г. Малыхин [и др.] // Успехи физики металлов. – 2015. – Т. 16, № 1. – С. 61 – 84.

Лисий Михайло Вікторович – к. ф-м. н., доцент кафедри загальної фізики.
Вінницький національний технічний університет.

Білюк Анатолій Іванович – к. ф-м. н., доцент кафедри фізики.
Вінницький державний педагогічний університет.

Слободяник Анатолій Дмитрович – к. т. н., доцент кафедри загальної фізики.
Вінницький національний технічний університет.