

УДК 539.67, 669.017

М. В. Лисий, канд. ф-м. наук, доц.; М. О. Моклюк, канд. пед. наук, доц.;
О. Б. Янченко, канд. техн. наук, доц.

ВПЛИВ ЦИКЛІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА ВНУТРІШНЄ ТЕРТЯ ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ АМГ6-В, ТА АД1-В.

У проведених експериментах використовували метод механічної спектроскопії (внутрішнього тертя), який ґрунтується на здатності твердих тіл розсіювати енергію механічних коливань. Внутрішнє тертя досліджують через аналіз температурних і амплітудних залежностей (ВТ), що дає змогу розраховувати характерні параметри структурних перетворень і робити найбільш вірогідні припущення щодо їхньої фізичної природи, механізмів і кінетики.

Амплітудну (АЗВТ) та температурну залежність внутрішнього тертя (ТЗВТ) визначали за допомогою оберненого крутильного маятника за частоти коливань 1 Гц. Найбільш інформативними для аналізу пошкодженості конструкційних металевих матеріалів є критичні амплітуди деформації. Відповідні їм напруги найближчі за своїм фізичним змістом до понять циклічної межі пружності та мікропластичності. Таким чином, виміряні характеристики амплітудної залежності ВТ безпосередньо пов'язані з параметрами дислокаційної структури. У роботі зроблено спробу оцінити ці параметри за кривими амплітудної залежності внутрішнього тертя.

Також досліджено вплив циклічних динамічних навантажень на внутрішнє тертя волокнистого композиційного матеріалу з алюмінієвою матрицею з метою досягнення зміцненого стану та розширення його експлуатаційних характеристик. Встановлено характер прояву й закономірності зміни амплітудних і температурних залежностей внутрішнього тертя внаслідок термоциклювання під дією внутрішніх і зовнішніх напружень. Підтвердженням зміцнення матеріалу під час термоциклювання з навантаженням є зростання другої критичної амплітуди деформації та зменшення тангенса кута нахилу фону АЗВТ, що відповідає підвищенню межі пружності матеріалу.

Результати досліджень підтверджують перспективність використання методу внутрішнього тертя з метою визначення міцнісних характеристик матеріалів.

Ключові слова: композиційні матеріали, субструктурне зміцнення, внутрішнє тертя, дислокації, термоциклювання.

Вступ

Збереження конкурентноздатності в різних галузях науки і техніки, потребує подальшої розробки матеріалів з наперед заданими необхідними фізико-механічними властивостями. Серед таких матеріалів, що мають широкий спектр функціональних можливостей і забезпечують істотне зниження маси технічних конструкцій з одночасним підвищенням надійності, збільшенням міцності, жорсткості, розширенням умов безпечної експлуатації в екстремальних ситуаціях, є волокнисті композиційні матеріали (ВКМ) з матричною основою. Матриця дозволяє композиту сприймати різного роду зовнішні навантаження, приймає участь у створенні несучої здатності композиту. Розширення області використання ВКМ висуває високі вимоги до методів контролю і дослідження їх властивостей, так як можливість підвищити їх статистичну міцність в поперечному, відносно армуючи волокон, напрямі і циклічну міцність вздовж волокон лімітується головним чином властивостями матриці.

Результати досліджень

В роботі як метод впливу на структурні зміни в матеріалі використано циклічні динамічні та статичні навантаження і як інформативний – динамічний метод неруйнівного контролю, метод внутрішнього тертя (механічну спектроскопію). Механічна спектроскопія базується на здатності твердих тіл розсіювати енергію механічних коливань внаслідок внутрішнього тертя (ВТ). Зазвичай мірою ВТ вважають відносні втрати ($\Delta W/W$) енергії, розсіяної за цикл:

$$Q^{-1} = \left(\frac{\pi}{2}\right) \cdot \left(\frac{\Delta W}{W}\right), \text{ або } Q^{-1} = \left(\frac{\pi}{2}\right) \cdot \left(\ln \frac{A_0}{A_n} / n\right),$$

де A_0 і A_n – початкова та остаточна амплітуди коливання.

Висока структурна чутливість, точність і універсальність методу дозволяє отримати за допомогою нього інформацію про структуру і властивості матеріалу, отримання якої за допомогою інших методів дуже важке або взагалі неможливе. Циклічні динамічні навантаження полягають у циклічних деформаціях матеріалу із збільшенням кожного разу амплітуди деформації до певного її максимального значення (один цикл).

Амплітудні залежності внутрішнього тертя (АЗВТ), температурні залежності внутрішнього тертя (ТЗВТ) і дефект модуля (квадрат частоти) ВКМ АМг6-В, АД1-В і алюмінієвого сплаву АМг6 в процесі циклічних динамічних навантажень вимірювались на релаксаторі типу оберненого крутильного маятника. Зразки вирізали електроіскровим методом із листа ВКМ, виготовленого дифузійним спіканням під тиском шарів фольги алюмінію і одно направлених волокон бору. Об'ємний вміст волокон 45 %, $f=0,5^2$ Гц, $\gamma=1...170 \cdot 10^{-5}$. Вимірюванні характеристики АЗВТ (критичні амплітуди деформацій, температура конденсації та тангенс кута нахилу (АЗВТ), згідно теорії Келера-Гранато-Люкке прямо зв'язані з параметрами дислокаційної структури (величиною енергії зв'язку дислокаційної лінії з точковими дефектами і вузлами дислокаційної сітки, довжиною сегментів і щільністю дислокацій) [1, 2, 4]. Механічна спектроскопія дозволяє не лише оцінити весь комплекс характеристик дислокаційної структури, але й прослідкувати за їх розвитком під дією температурно-часових і силових факторів.

Армування алюмінію борними волокнами значно змінює його поведінку в процесі циклічної зміни динамічних навантажень. За невеликих амплітуд деформації ($\gamma=2 \cdot 10^{-4}$) величина фону внутрішнього тертя ВКМ АД1-В (рис. 1, крива 1) починає зростати після двох циклів, а для АМг6-В (рис. 1, крива 3) вона збільшилась приблизно в 1,5 рази після першого циклу і, трохи зменшившись, далі не змінювалась. Для сплаву АМг6 (рис. 1, крива 5) фон повільно зменшується, а після чотирьох циклів, поступово зростає.

На рис. 2 показана зміна тангенса кута нахилу ($\text{tg}\alpha$) амплітудно залежної кривої внутрішнього тертя для системи АМг6-В. На початку циклювання величина $\text{tg}\alpha$ найбільша. Потім, в процесі циклічної заміни динамічних навантажень $\text{tg}\alpha$ поступово зменшується. Після 5 циклів величина його падає майже на 50 %. При цьому модуль зсуву зростає на 20 – 30 % за малих амплітуд деформації і підвищується на 40 % після амплітуд $\gamma=12 \cdot 10^{-4}$.

Зменшення тангенса кута нахилу АЗВТ, а також збільшення модуля зсуву критичних амплітуд деформації свідчить про зміцнення матеріалу за рахунок перерозподілу дислокацій в процесі динамічного циклювання. У армованих системах матричний матеріал знаходиться в полі значних залишкових напруг внаслідок наявності армуючих волокон. Тому на початку циклювання дислокації вакансії набувають деякої рухливості і при цьому значення кута нахилу АЗВТ зростає. Наступне циклювання призводить до генерації нових дислокацій і їх закріплення, що викликає зміцнення досліджуваного матеріалу.

Циклічні динамічні навантаження по різному впливають на величину демпфуючих властивостей досліджуваних матеріалів. Сплав АМг6 за малих амплітуд деформації має невеликі демпфуючі властивості, які в процесі циклювання змінюються мало

(рис. 1, криві 5, 6). Введення борних волокон в сплав викликало підвищення демпфуючих властивостей ВКМ приблизно в 5 разів (рис. 1, крива 3, 4). Збільшення кількості циклів показало, що за $\gamma=6 \cdot 10^{-4}$ циклювання не впливає на демпфуючі властивості композиційного матеріалу. За менших значень амплітуди деформації третій цикл викликає зменшення, а за більших – зростання величини демпфуючих властивостей АМг6-В. Наступний цикл, навпаки, призвів до збільшення за амплітуд деформацій менших $6 \cdot 10^{-4}$, а за більших $6 \cdot 10^{-4}$ – до зменшення і наступної стабілізації величини затухання коливань.

Для системи АД1-В за різних значень амплітуд деформації і в залежності від кількості циклів динамічних навантажень демпфуючі властивості змінювались мало (рис. 3). Це пояснюється великим вмістом домішок у сплаві алюмінію АМг6 порівняно з АД1. Вони служать «стопорами» для дислокацій і за різних значеннях амплітуд деформацій в полі залишкових напруг по різному впливають на механізми релаксації механічних коливань у досліджуваних матеріалах. Зміна величини модуля зсуву корелює із приведеними даними [5, 7].

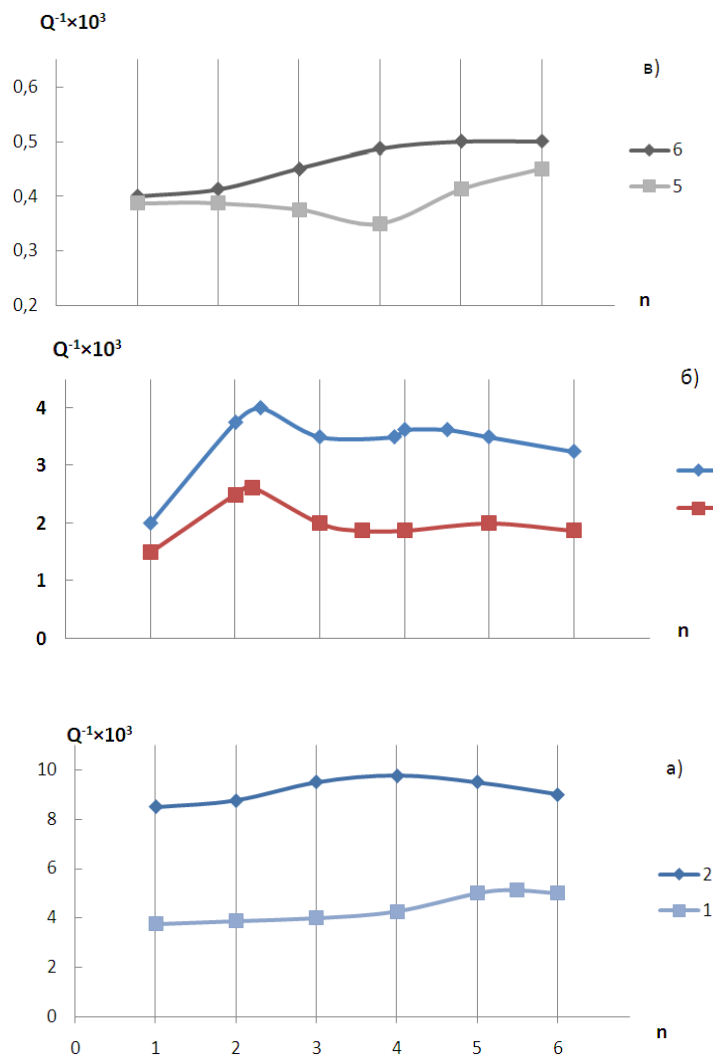


Рис. 1. Залежність величини внутрішнього тертя АД1-В (а), АМг6-В (б) та АМг6 (в) від кількості циклів динамічних навантажень за амплітуди деформації $\gamma = 2 \cdot 10^{-4}$. Криві 1, 3, 5 відповідають значенням величини внутрішнього тертя за мінімальної амплітуди деформації

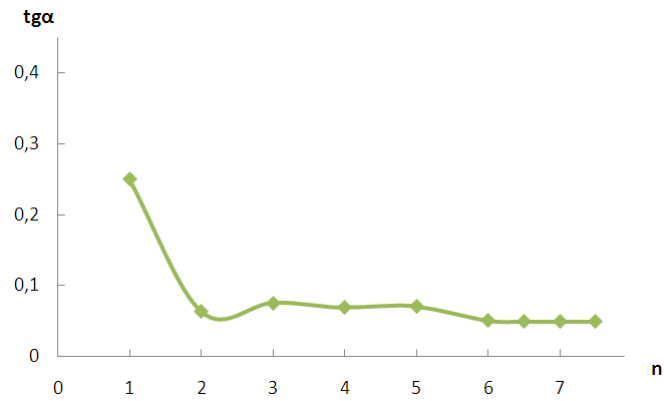


Рис. 2. Залежність тангенса кута нахилу АЗВТ для системи АМг6-В від кількості циклів динамічних навантажень

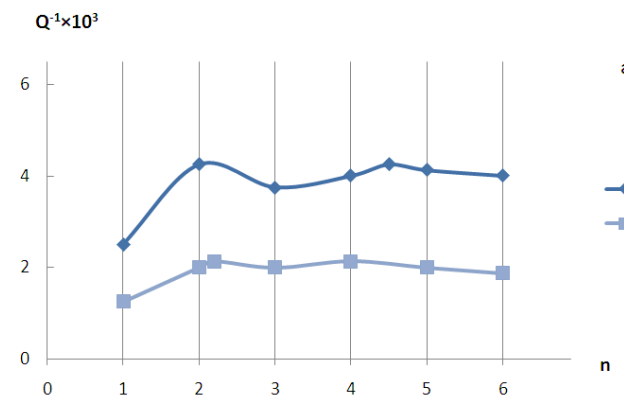
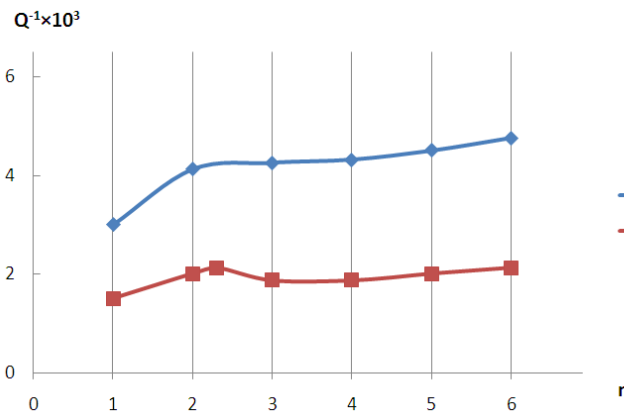
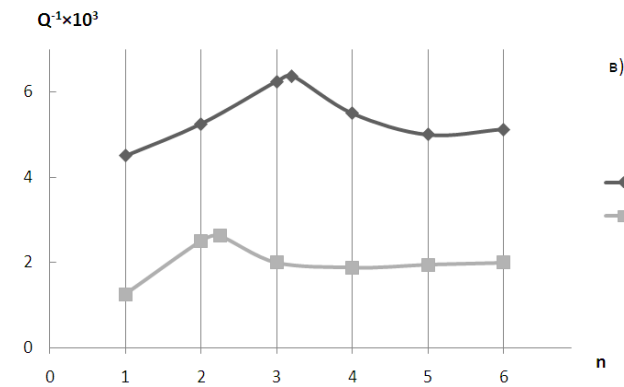


Рис. 3 Залежність величини внутрішнього тертя АМг6-В від кількості циклів динамічних навантажень за амплітуд деформації а) $\gamma = 4 \cdot 10^{-4}$; б) $\gamma = 6 \cdot 10^{-4}$; в) $\gamma = 14 \cdot 10^{-4}$. Криві 1, 3, 5 відповідають величині внутрішнього тертя за мінімальної амплітуди деформації

Паралельно було досліджено амплітудну і температурну залежність внутрішнього тертя волокнистого композиційного матеріалу за навантаження без температурного відпалу, а також з відпалом в продовж 2 і 5 годин за температури 550⁰ С. Характерні залежності для волокнистих композиційних матеріалів АД₁-В за навантаження 50 МПа наведені на рис. 4.

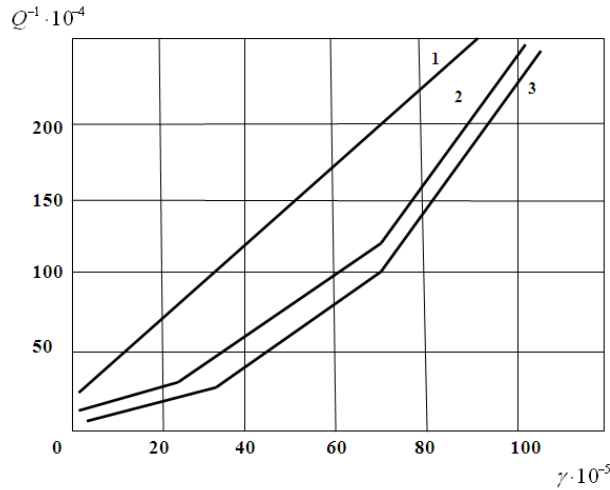


Рис. 4. Композиційний матеріал АД₁-В. Амплітудна залежність внутрішнього тертя за навантаження 50 МПа: 1 – без високотемпературного відпалу; 2 – відпал 2 години за температури 550⁰С; 3 – відпал 5 годин за температури 550⁰С

Вони відрізняються від передбачуваних класичною теорією амплітудних залежностей внутрішнього тертя. Основною відмінністю є відсутність амплітудно-незалежної області. За малих амплітуд деформації спостерігається різке збільшення внутрішнього тертя. Для зразків без високотемпературного відпалу збільшення прямолінійно зростає аж до високих амплітуд (крива 1). Після 2 годинного відпалу за 550⁰ С з'являється перегин, характерний для другої критичної амплітуди $\gamma''_{сп} = 23 \cdot 10^{-5}$. Збільшення відпалу до 5 годин зміщує цей перегин до $\gamma''_{сп} = 38 \cdot 10^{-5}$. Це може бути обумовлено неоднорідністю субструктури в матриці між армуючими волокнами. В міру наближення до волокон полігональна структура переходить в субструктуру сформовану за механізмом коміркової фрагментації. Це обумовлено нерівномірним розподілом дислокацій в матриці волокнистих композиційних матеріалів. Найбільша щільність дислокацій накопичується поблизу поверхонь волокон. Саме тут формується фрагментарна дислокаційна структура. Тривалий високотемпературний відпал за наявності високої густини дислокацій та істотних внутрішніх напружень обумовлює розвиток цієї субструктури на весь об'єм матриці. Це і викликає зростання другої критичної амплітуди. На обох залежностях спостерігається високо амплітудний перегин за $\gamma''_{сп} = 71 \cdot 10^{-5}$. Це може бути обумовлене відривом дислокаційних формувань від поверхні волокон.

Такий високотемпературний відпал дійсно стабілізує структуру матриці композиту. Про що свідчать часові залежності внутрішнього тертя за різних амплітуд вимірювання (рис. 5).

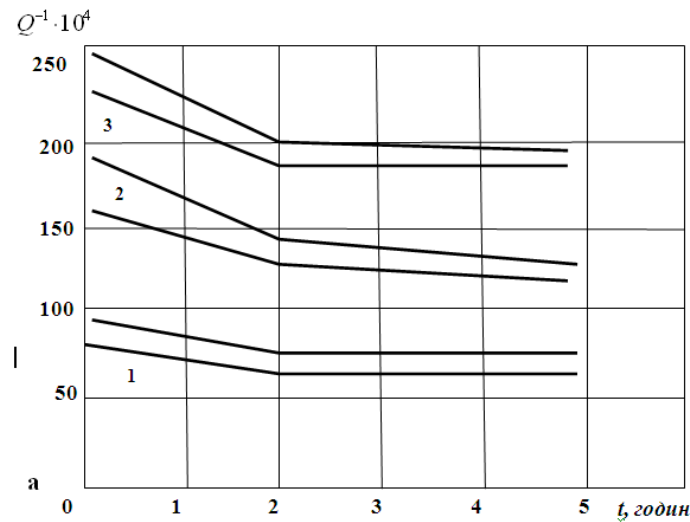


Рис. 5. Композиційний матеріал АД₁-В. Часова залежність величини внутрішнього тертя після відпалу за 550 °С за навантаження 50 МПа : 1 – за $\gamma = 10 \cdot 10^{-5}$, 2 – за $\gamma = 45 \cdot 10^{-5}$, 3 – за $\gamma = 75 \cdot 10^{-5}$

На користь висловлених тверджень свідчать криві гістерезису амплітудної залежності внутрішнього тертя волокнистих композиційних матеріалів АД₁-В за навантаження 50 МПа. З тривалістю відпалу площа гістерезисних петель зменшується і чітко проявляються критичні амплітуди внутрішнього тертя (рис. 6).

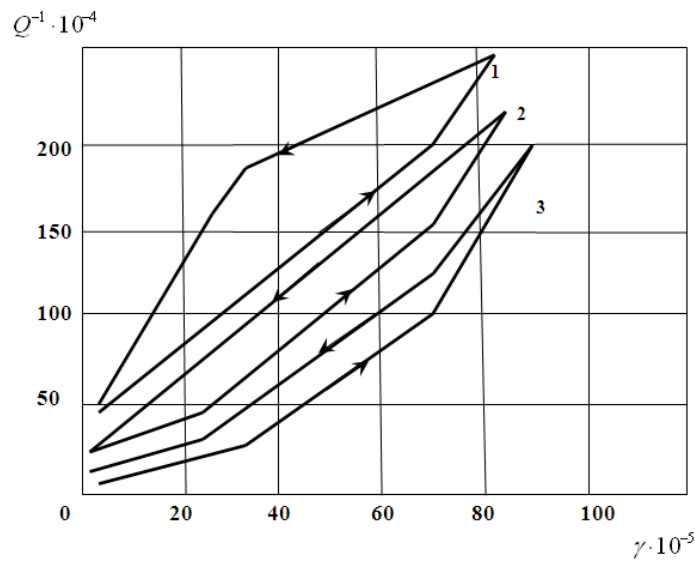


Рис. 6. Композиційні матеріали АД₁-В. Гістерез амплітудної залежності внутрішнього тертя за навантаження 50 МПа: 1 – без високотемпературного відпалу; 2 – відпал 2 години за 550 °С; 3 – відпал 5 годин за 550 °С

Роль навантаження видно із фонових кривих амплітудної залежності внутрішнього тертя (рис. 7). Навантаження в 50 МПа залишає наявність площі кривих амплітудної залежності, проте, вони зміщені в область нижчих значень: $\gamma''_{sp} = 25 \cdot 10^{-5}$ і $\gamma''_{sp} = 55 \cdot 10^{-5}$. Збільшення величини навантаження до 100 МПа повністю знімає амплітудну залежність фонових кривих внутрішнього тертя (рис. 7, криві 4 – 6).

Збільшення навантаження до 100 МПа викликає зміну перерізів внутрішнього тертя. Із зростанням амплітуди деформації впродовж перших 2 годин спадання величини внутрішнього тертя припиняється до $\gamma = 10 \cdot 10^{-5}$. А за більших амплітуд ($\gamma = 45 \cdot 10^{-5}$) воно дещо зростає. За більш тривалих відпалах величина високотемпературного внутрішнього тертя спадає.

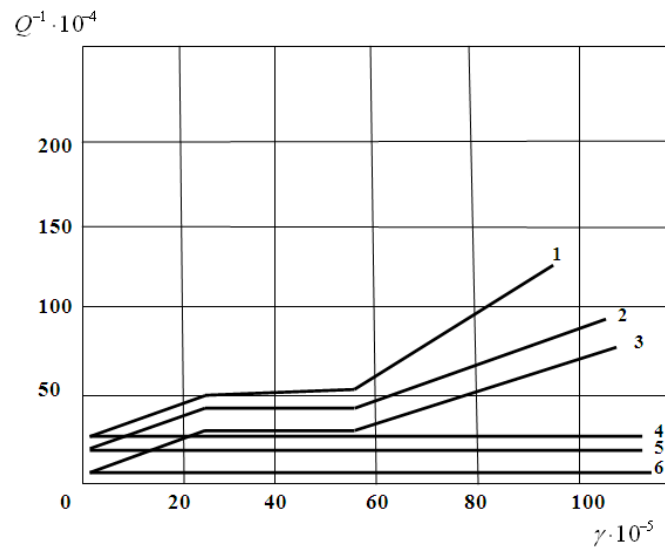


Рис. 7. Композиційні матеріали АД₁-В. Фонові криві амплітудної залежності внутрішнього тертя за навантаження 50 МПа: 1 – без високотемпературного відпалу; 2 – відпал 2 години за 550 °С; 3 – відпал 5 годин за 550 °С. За навантаження 100 МПа : 4 – без високотемпературного відпалу. 5 – відпал 2 години за 550 °С. 6 – відпал 5 годин за 550 °С

Термоциклювання волокнистого композиційного матеріалу АД₁-В за навантажень 50 і 100 МПа обумовлює достатньо швидке формування в матриці полігональної структури, характерної для металів з високою енергією дефекту щільності. Кількість термоциклів, що обумовлюють формування субструктури при навантаженні 50 МПа зменшується в 1,5 рази, а 100 МПа – в 2 рази. Так 5 термоциклів цілком забезпечує формування субструктури [3, 5, 6].

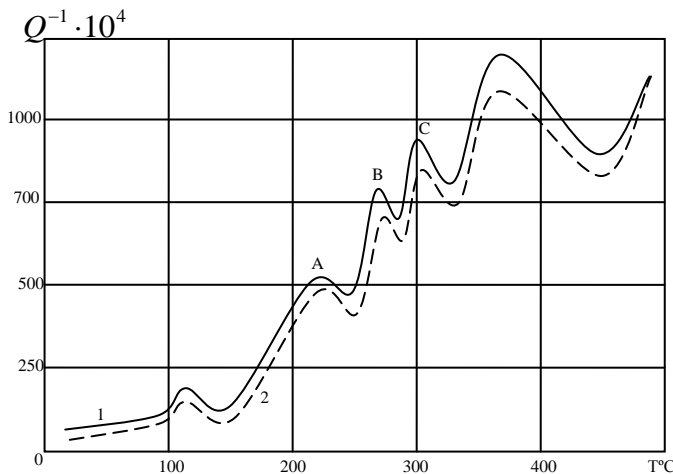


Рис. 8. Композиційний матеріал АД₁-В. Внутрішнє тертя за навантаження 10 кГ/мм²: 1 – крива нагрівання після 5 термоциклів в температурному інтервалі від 500° до 20° С; 2 – крива охолодження

На температурній залежності внутрішнього тертя чітко проявляються усі три ефекти викликані процесом формування і стабілізації субструктури.

Ці процеси супроводжуються частковою рекристалізацією зразка, про що свідчить рекристалізаційний ефект за 120° С і поява домішкового зернограничного ефекту за 360° С.

Висновки

Високоміцного стану композиційних матеріалів на основі алюмінію та його сплавів можна досягнути армуючи їх волокнами бору з наступним формуванням в матриці субструктури з її наступною стабілізацією домішковими атомами, їх комплексам і дисперсними фазами.

Дослідження температурної та амплітудної залежності внутрішнього тертя дає можливість

не тільки робити висновки про характер та величину попередньої деформації композиту, але й виявити зміну механізмів втрат механічної енергії в матеріалі, обумовлених характером поведінки дислокацій та дислокаційних петель, а відтак, і зміну механізмів еволюції структури композиційного матеріалу.

Характерним для субструктурного зміцнення є інтенсивне зростання щільності дислокацій, що блокуються домішками під час дисперсійного твердіння. За еквівалентної кількості термоциклів щільність дислокацій в умовах ТЦО під навантаженням зростає в 1,5 – 2 рази інтенсивніше, а ніж під час звичайного термоциклювання.

Отримані результати досліджень підтверджують перспективність проведення циклічних динамічних навантажень ВКМ, з метою зміцнення матеріалу, а також стабілізації і прогнозування поведінки їх демпфуючих властивостей за різних амплітуд деформації.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Granato A. V., Lucke K. Temperature dependence of amplitude-dependent dislocation damping. *J. Appl. Phys.* 1981. V. 52. № 12. P. 7136–7142.
2. Шевеля В. В., Соколан Ю. С. Металофізика ізносостійкості: монографія. Хмельницький, 2017. 232 с.
3. Лисий М. В., Білюк А. І., Слободяник А. Д. Вплив термоциклічної обробки на субструктурне зміцнення композиційних матеріалів з алюмінієвою матрицею. *Проблеми трибології*. 2017. №1. С. 63–67.
4. Багрій О., Дорофеев О. Деформування та руйнування матеріалів з суттєвим проявом внутрішнього тертя. *Вісник ХНУ*. 2024. Том 333, №2. URL: <https://heraldts.khmnu.edu.ua/index.php/heraldts/article/view/108>.
5. Лисий М. В., Мозговий О. В., Білюк А. І. Формування зміцнюючої субструктури в композиційних матеріалах на основі алюмінію. *Вісник ВПІ*. 2012. №3. С. 148–153.
6. Zuzvak P., Babuk T., Lisiy M. Substructural reinforcement of the Fibrous composite material matrix. *Buletinul institutului politehnic Din Iasi. Tomul XL VII(Li) Stinta Si Ingineria Materialelor Intemational de Stiinta Si Ingineria Materialelor.Iasi*, 1820. 2002. V. 6. P. 47–52.
7. Характеристики діаграми деформування сплаву АМг-6 / С. І. Федак та ін. *Вісник ТНТУ*. Терн. : ТНТУ, 2023. Т. 110, №2. С. 33–39.

Стаття надійшла до редакції 24.06.2025.

Стаття пройшла рецензування 24.07.2025.

Лисий Михайло Вікторович – кандидат фізико-математичних наук, доцент кафедри фізики, e-mail: m.lysyi64@gmail.com.

Вінницький національний технічний університет.

Моклюк Микола Олексійович – кандидат педагогічних наук, доцент кафедри фізики і методики навчання фізики, астрономії.

Вінницький державний педагогічний університет.

Янченко Олександр Борисович – кандидат технічних наук, доцент кафедри галузевого машинобудування.

Вінницький національний технічний університет.