

МОЖЛИВОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ КОМПОЗИТІВ ЗА РАХУНОК СУБСТРУКТУРИ

ДНЗ Вище професійне училище №7 м. Вінниці
Вінницький національний технічний університет. Кафедра загальної фізики

Анотація

Показано найбільш прогресивні напрями в області розробки нових способів зміцнення і ефективних засобів реалізації жароміцності композиційних матеріалів та алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: композиційні матеріали; дислокації; волокна бору; субструктурне зміцнення; дисперсна фаза.

Abstract

The most progressive directions in the field of development of new methods of strengthening and effective means of realizing the heat resistance of composite materials and aluminum alloys are shown.

Keywords: composite materials; dislocations; boron fibers; substructure strengthening; dispersed phase.

Вступ

Збереження конкурентно здатності в області аерокосмічної техніки України потребує подальшої розробки матеріалів з наперед заданими необхідними в названій техніці фізико-механічними властивостями. Серед таких матеріалів є волокнисті композити з алюмінієвою матрицею, які володіють широким спектром функціональних можливостей і забезпечують істотне зниження маси конструкцій з одночасним підвищенням надійності, міцності, жорсткості.

Результати дослідження

Структурно-енергетична теорія постулює незалежність енергії руйнування металу від виду підведеної енергії. Порушення міжатомних зв'язків відбувається в результаті поглинання однакової граничної величини енергії для даної кристалічної ґратки. У випадку нагрівання металу від температури T_x до температури плавлення T_m і в процесі плавлення поглинута гранична питома енергія дорівнює [1]:

$$F = \int_{T_x}^{T_m} C_p dT + L_m \quad (1)$$

де C_p - питома теплоємність; L_m - прихована теплота плавлення.

Загальна гранична енергія, поглинута об'ємом V розтопленого металу, дорівнює

$$Q = FV = V(I_{m-x} + L_m), \text{ де } I_{m-x} = \int_{T_x}^{T_m} C_p dT \quad (2)$$

Енергія I_{m-x} рівна зміні тепловмісту металу при нагріванні від T_x до T_m .

Гранична міцність ідеального кристалу при механічній дії визначається величиною сил міжатомного зв'язку при температурі дії T_x . Для порушення цього зв'язку потрібна енергія $(F)_{T_x}$, яка рівна

$$(F)_{T_x} = I_{m-x} + L_m \quad (3)$$

Із співставлення рівнянь (1) і (3) випливає, що $(F)_{T_x}$ тотожне F . Як і при плавленні металу, порушенню міжатомних зв'язків в умовах механічної дії передуює процес спотворення механічної ґратки до критичної величини кінетичної енергії атомів, і як наслідок накопичення в окремих мікрооб'єктах критичної величини дислокацій. На цей процес затрачується питома енергія граничного спотворення кристалічної ґратки - I_{m-x} . Тоді питома енергія порушення міжатомних зв'язків в гранично спотвореній ґратці буде L_m .

У випадку ідеального кристалу рівність жароміцності металу при заданій температурі T_x визначається такими двома складовими:

$$\sigma_F = \sigma_F^* + (\sigma_F)_T \quad (4)$$

де σ_F - повний опір плинності або яка-небудь інша характеристика жароміцності, за своїм фізичним змістом обернена швидкості плинності; σ_F^* - температурно-незалежна складова опору плинності; $(\sigma_F)_T$ - температурно-залежна складова плинності.

Величина $(\sigma_F)_T$ є функцією тепловмісту I_{m-x} , а σ_F^* - функцією прихованої теплоти плавлення L_m . Таким чином, чим більша величина C_p при даній температурі і значення прихованої теплоти плавлення деякого металу або сплаву, тим вищий рівень жароміцності.

Підвищення жароміцності може бути досягнуто шляхом попереднього поглинання металом енергії, пропорційної I_{m-x} . Тобто

$$A_{zan} = K_S I_{m-x} \quad (5)$$

де K_S - коефіцієнт пропорційності, який враховує структурний фактор ($K_S \leq 1$).

Якщо припустити, що підведена до металу енергія внаслідок різних термопластичних чи термоциклічних дій накопичується у вигляді стійких при заданих температурно-силових умовах дислокацій, то максимальне значення K_S буде досягнуто при граничній густині дислокацій у випадку статичнорівномірного їх розподілу. Насправді K_S є складною функцією температури, напруження і вихідного структурного стану металу. Якщо прийняти $K_S \approx 1$, тобто досягнути максимального насичення металу дислокаціями, то при високих температурах така густина дислокацій не зберігається внаслідок рекристалізації. Проте формування із дислокацій стабільних дислокаційних конфігурацій у вигляді полігональних границь або стінок комірок дає можливість значно підвищити температуру, при якій зберігається ефект зміцнення. Для врахування енергії, яка накопичується в металі шляхом створення субструктури в рівняння (5) вводять коефіцієнт ϕ . Фактично цей коефіцієнт відображає долю накопиченої енергії, яка зберігається в металі при нерівномірному розподілі дефектів, зокрема дислокацій. Звичайно, при деякій граничній температурі $T_{gr} < T_m$, відбудеться розпад субструктури і величина ϕ стане рівною нулю.

Гранична температура T_{gr} збереження накопиченої енергії для субструктурно-зміцнених сплавів на 100-300⁰ перевищують температуру рекристалізації деформованих металів [1]. При температурах $T_x < T_{gr}$ значення ϕ буде в межах $0 \leq \phi \leq 1$ рівняння (5) при цьому переписують:

$$A_{zan} = \phi K_S I_{m-x} \quad (6)$$

З позицій структурно-енергетичної теорії міцності субструктурне зміцнення дозволяє підвищити граничну температуру служби металу або композиту за рахунок отримання більш стабільних дислокаційних структур. Очевидно ефект підвищення жароміцності буде обмежуватись схильністю дислокаційних конфігурацій (полігональних границь і стінок комірок) до міграції і розпаду.

Оскільки формування і розпад субструктури в значній мірі визначається величиною енергії дефектів щільності γ , яка контролює консервативний рух дислокацій і міграцію субграниць, то ефект - зміцнення менший у металі з високим значенням енергії дефектів щільності, до яких відносять алюміній. Таким чином, створюючи в матеріалах субповерхні поділу, які служать своєрідними акумуляторами накопиченої енергії, можна істотно розширити температури їх експлуатації.

Аналогічну роль виконують поверхні поділу, які утворюються при створенні в металів стабільної дисперсної фази (дисперсійного зміцнення) або при введенні в матеріал дисперсних

частинок тугоплавких компонент (некогерентні поверхні поділу). Новим напрямом в проблемі підвищення жароміцності і наближенні температури експлуатації до температури плавлення матриці є її армування високоміцними волокнами. При волокнистому зміцненні самі волокна несуть основне навантаження. Границі поділу волокно - матриця за своїми властивостями наближаються до високоенергетичних вільних поверхонь [2,3]. Великі перспективи армування металів і сплавів для отримання жароміцних матеріалів обумовлені такими факторами:

1) можливостями отримання матеріалів з заданою жароміцністю шляхом варіювання об'ємної долі волокон і використання високоміцних волокон з високою температурою плавлення;

2) забезпечення високого рівня жароміцності матеріалу при температурах, близьких до температур плавлення матеріалу матриці;

3) гальмування рекристалізаційних процесів матриці шляхом армування або створення стабільних дислокаційних структур.

Висновки

В результаті субструктурного зміцнення жароміцність матеріалів зростає на порядок і більше. Створення дислокаційних поверхонь поділу дозволяє підвищити температуру рекристалізації, а відтак і змістити верхню межу температури експлуатації матеріалів у область $0,6 T_m$ і вище. Найбільший ефект підвищення жароміцних властивостей металів і сплавів досягається при їх армуванні високоміцними волокнами. Опір плинності зростає при цьому в 20 разів і більше.

Найбільш ефективні методи зміцнення, та їх раціональне використання розширює область використання конструкційних матеріалів аж до температур, близьких температурам плавлення. Очевидно, подальше підвищення рівня жароміцності і температур експлуатації металічних матеріалів пов'язане перш за все з комбінуванням різних методів зміцнення. Проте в усіх випадках обов'язковим є присутність саме субструктурного зміцнення. Комбінування розглянутих методів дозволяє не тільки підвищити міцнісні властивості, але й розширити температурний інтервал їх експлуатації.

Таким чином, окреслено найбільш прогресивні напрями в області розробки нових способів зміцнення і ефективних засобів реалізації потенціальної жароміцності конструкційних матеріалів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Л.К.Гордієнко Субструктурне зміцнення матеріалів та сплавів. М. , «Наука», 1973.-223С.
2. Лисий М.В. Формування зміцнюючої субструктури в композиційних матеріалах на основі алюмінію/М.В.Лисий ,О.В.Мозговий, А.І.Білюк//Вісник ВПІ.-№3.-2012.С.148-153.
3. Лисий М.В. Вплив термоциклічної обробки на субструктурне зміцнення композиційних матеріалів з алюмінієвою матрицею/ М.В.Лисий, А.І.Білюк, А.Д.Слободяник// Проблеми трибології -1.2017 Хмельницький-С 63-67.

Лиса Галина Василівна – викладач фізики вищої категорії, «викладач-методист» Державного навчального закладу «Вище професійне училище №7 м. Вінниці».

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

Lysa Halyna V. – a physics teacher of the highest category, “teacher-methodologist” of the State Educational Institution «Higher Vocational School No. 7 of Vinnytsia».

Lysyi Mykhailo V. – Associate Professor of the Department of Physics, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, VNTU, E-mail: m.lysyi64@gmail.com.