

ЧЕРНІВЕЦЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ім. Юрія Федьковича

БІЛЮК
Анатолій Іванович



УДК 539.67:669.017

ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ В ПОЛЯХ
ЗОВНІШНІХ НАПРУЖЕНЬ НА ФОРМУВАННЯ І
СТАБІЛІЗАЦІЮ СТРУКТУРИ ДИСПЕРСІЙНО-
ТВЕРДІЮЧИХ СПЛАВІВ

01.04.07 – фізика твердого тіла

Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Чернівці – 1997

ЛННБ України ім.В.Стефаника



00739384 (Y)

му державному педагогічному

Науковий керівник:

доктор фізико-математичних наук, професор
Зузяк Петро Михайлович, зав. кафедрою
фізики Вінницького державного педагогіч-
ного інституту.

Офіційні опоненти:

доктор фізико-математичних наук, професор
Венгреневич Роман Дмитрович, зав. кафед-
рою фізики Чернівецького державного
університету ім.Ю.Федьковича,

доктор технічних наук, ст.наук. співробітник
Широков Володимир Володимирович, в.о.
зав.відділом Львівського фізико-механічного
інституту НАН України ім.Г.В.Карпенка

Провідна установа:

Львівський державний університет
ім.Франка, кафедри загальної фізики та
рентгенометалофізики, м.Львів

Захист відбудеться "30" січня 1998р. о 15⁰⁰ годині на засіданні
спеціалізованої вченої ради Д76.051.01. при Чернівецькому
державному університеті ім.Ю.Федьковича.

Адреса: 274012, м.Чернівці, вул. Коцюбинського, 2.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Чернівецького
державного університету (вул. Лесі Українки, 23).

Автореферат розіслано "28" грудня 1997р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради

Курганецький М.В.

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

АКТУАЛЬНІСТЬ ТЕМИ. Інтерес дослідників до дисперсійно-твердіючих сплавів пояснюється тим, що такого роду матеріали привертають до себе увагу як внаслідок перспектив в сфері їх практичного застосування, так і внаслідок нерозв'язаності ряду проблем фундаментального характеру, які мають принципове значення для фізики твердого тіла.

Обставини вимагають пошуку нестандартних рішень винайдення нових прогресивних технологій подальшого поліпшення комплексу фізико-механічних властивостей дисперсійно-твердіючих сплавів. Це можна здійснити шляхом більш повного використання потенційних можливостей дисперсійно-твердіючих сплавів як кристалічних тіл. В останні роки все більшого визнання і практичного використання набувають термоциклічні обробки. Широкі можливості варіювання різними параметрами термоциклювання відкривають ефективні засоби цілеспрямованого керування структурними і фазовими перетвореннями в матеріалах у напрямі отримання більш термодинамічно-рівноважного стану з підвищеними фізико-механічними властивостями. Це досягається за рахунок того, що термоциклювання під навантаженням одночасно впливає на розвиток субструктури і розпад твердого розчину. Традиційно формування субструктури проводиться методами механо-термічної обробки або багаторазової механо-термічної обробки. Але сформувати цими методами у дисперсійно-твердіючих сплавах зміцнюючу субструктуру важко через блокування дислокацій домішковими атомами, зонами Гіньє-Престона і дисперсними виділеннями. Тому пропонується створювати і перерозподіляти дислокації у матеріалах не методами механо-термічної обробки, а шляхом багаторазового термоциклювання в умовах зовнішнього навантаження. Наявність зовнішніх навантажень дозволяє спільно з термічною активацією обумовити відрив дислокацій від стопорів різної потужності і перерозподілити їх у субмежі. Наступне виділення на субмежах дисперсної фази стабілізує субструктуру і дозволяє отримати додаткове зміцнення матеріалу. Більш того, термоциклювання можна застосовувати не тільки до матеріалів як сировини, але й до готових технічних деталей чи конструкцій із дисперсійно-твердіючих сплавів.

З'ясування цих питань являє собою актуальну задачу, розв'язання якої не лише розширить уявлення про процеси, що проходять в твердому тілі при формуванні стабілізуючих структур, але й дозволить про-

гнозувати режими термічних обробок і оптимальні умови експлуатації дисперсійно-твердіючих сплавів на основі алюмінію та міді.

ЗВ'ЯЗОК РОБОТИ З НАУКОВИМИ ПРОГРАМАМИ, ПЛАНАМИ, ТЕМАМИ. Дисертаційна робота виконувалась в рамках тематичних планів Вінницького державного педагогічного інституту, які затверджені Міністерством Освіти України (№ 0196-002202) і була підтримана Міжнародним фондом “Відродження” ISSEP (№ PSU052012).

Враховуючи всі ці аспекти, ми сформулювали мету роботи і основні задачі, які розв'язувалися в процесі її виконання.

МЕТА І ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ. Встановлення закономірностей впливу термоциклювання в полі зовнішніх напружень на структурні та фазові перетворення в дисперсійно-твердіючих сплавах на основі алюмінію і міді. Прогнозування технологій цілеспрямованого керування цими перетвореннями з метою одержання необхідних експлуатаційних характеристик.

Для досягнення поставленої мети передбачено вирішення таких задач:

1. дослідження закономірностей зміни температурного і амплітудного спектрів внутрішнього тертя, визначення зміни основних параметрів дислокаційної структури алюмінію і сплавів Al-Cu та Al-Zn в процесі переходу із високодефектного в термодинамічно більш рівноважний субструктурно-зміцнений стан після термоциклювання і термоциклювання під навантаженням;

2. вивчення температурної і амплітудної залежностей внутрішнього тертя берилієвої бронзи БрБ2 і встановлення закономірностей зміни внутрішнього тертя, а також виявлення поведінки параметрів дислокаційної структури, параметра решітки і внутрішніх мікронапружень, що обумовлені дисперсійним твердінням в процесі термоциклювання і термоциклювання під навантаженням;

3. встановлення кореляції спектрів внутрішнього тертя, параметрів дислокаційної структури, параметра решітки і внутрішніх мікронапружень із зміною фізико-механічних властивостей в процесі формування та стабілізації субструктури і виділення дисперсної фази;

4. конструювання установки, яка дозволяла б без демонтажу зразка проводити термоциклювання під навантаженням і після обробки вимірювати внутрішнє тертя;

5. розробка оптимальних режимів термоциклювання, які обумовлюють високоміцний стан після стабілізації субструктури і виділення

дисперсної фази в алюмінієвих і мідних сплавах;

6. прогнозування безпечних умов експлуатації готових інженерних конструкцій чи деталей із дисперсійно-твердіючих сплавів на основі алюмінію і міді.

НАУКОВА НОВИЗНА ОДЕРЖАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ. Дисертаційна робота є першим спеціальним дослідженням впливу термоциклювання під навантаженням на спектри поглинання пружної енергії в дисперсійно-твердіючих сплавах на основі алюмінію та міді, а в кінцевій меті на характер протікання в них фазових і структурних перетворень. Детально вивчено особливості формування дислокаційної субструктури в процесі дисперсійного твердіння алюмінієвих і мідних сплавів під час їх термоциклювання під навантаженням. Запропоновані технології обробки дисперсійно-твердіючих сплавів дозволяють стабілізувати субструктуру дисперсними виділеннями і забезпечити додаткове зміцнення матеріалів.

НА ЗАХИСТ ВІНОСЯТЬСЯ:

1. закономірності проявлення спектрів поглинання пружної енергії у дисперсійно-твердіючих сплавах під час їх термоциклювання і термоциклювання під навантаженням, що обумовлюють формування зміцнюючої субструктури в процесі дисперсійного твердіння;

2. особливості початкових стадій розпаду пересичених твердих розчинів дисперсійно-твердіючих сплавів при їх термоциклюванні і термоциклюванні під навантаженням;

3. нові методи формування субструктури в процесі дисперсійного твердіння, що обумовлюють додаткове зміцнення дисперсійно-твердіючих сплавів.

ПРАКТИЧНЕ ЗНАЧЕННЯ ОДЕРЖАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ. Робота є основою для створення науково-обґрунтованих прогресивних технологій обробки матеріалів на основі алюмінію та міді з метою одержання потрібних експлуатаційних характеристик, а також обґрунтованого вибору умов експлуатації технічних конструкцій із цих матеріалів.

АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ. Основні результати та положення роботи доповідались і обговорювались на: Всесоюзних і Міжнародних наукових конференціях та семінарах “Інформаційно-вимірювальні системи”, “Спектральний аналіз і НТП”, “Контроль і управління в технічних системах”, “Наука – ринковій економіці”, “Застосування коливань в технологіях: розрахунок і проектування машин для реалізації технологій” (м.Вінниця, 1985, 1988, 1992, 1993,

1994 р.), Всесоюзній нараді з механізмів внутрішнього тертя в твердих тілах (м.Батумі, 1985р.), 8-й Всесоюзній нараді по взаємодії між дислокаціями і атомами домішок та властивостями сплавів (м.Тула, 1991 р.), 7-й Російській (з міжнародною участю) науково-технічній конференції: “Демпфуючі матеріали” (м.Кіров, 1994р.), 2-й Всеукраїнській конференції молодих вчених з фізики та математики (м.Київ, 1995р.), Міжнародному семінарі “Релаксаційні явища в твердих тілах” (м.Вороніж, 1993,1995рр.), Міжнародній науково-технічній конференції “Приладобудування – 97” (м. Велика Ялта, 1997р.), 2-й Міжнародній конференції “Конструкційні та функціональні матеріали” (м.Львів, 1997р.), щорічних наукових конференціях викладачів та співробітників фізмат факультету Вінницького педінституту (1988 - 1997 рр.).

ПУБЛІКАЦІЇ. Матеріал дисертації опублікований в 11 роботах, список яких наведено в кінці автореферату.

СТРУКТУРА І ОБ'ЄМ РОБОТИ Дисертація складається з переліку основних позначень і скорочень, вступу, чотирьох розділів, висновків із роботи, списку основної використаної літератури і додатка. Загальний об'єм роботи 154 сторінки, враховуючи 39 рисунків, 12 таблиць, 12 фотографій. Список літератури надрукований на 24 сторінках, включає 245 найменувань.

ОСОБИСТІЙ ВНЕСОК ЗДОБУВАЧА. Результати досліджень доповідались і обговорювались на 15 конференціях і семінарах та опубліковані в 11 наукових працях. В роботі [1] автор приймав участь в постановці задачі, розробці методики, представленні та обговоренні отриманих результатів, в [3,5-11] приймав участь в постановці задачі, проведенні теоретичних і розрахункових досліджень та обговоренні отриманих результатів, в [4] приймав участь в представленні і обговоренні результатів експерименту.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ. В роботі обґрунтовано актуальність вибраної теми, сформульовані мета і основні завдання роботи, її наукова новизна, практична цінність дослідження, рівень реалізації і впровадження наукових розробок, представлені положення, що виносяться на захист та відомості про апробацію.

Зроблено короткий огляд літературних даних про основні теоретичні та експериментальні дослідження структурних і фазових перетворень, які проходять в метастабільних станах металів і сплавів під дією температурно-часових та силових факторів, що супроводжують їх пе-

рехід в більш термодинамічно рівноважний стан з меншою вільною енергією. Вказано існуючі методи управління цими процесами з метою одержання матеріалів з підвищеними фізико-механічними властивостями. Дано фізичні основи поглинання пружної енергії при структурних і фазових перетвореннях. Аналізуються різні ефекти розсіювання пружної енергії. Зроблено літературний огляд про явища непружності в нестабільних і стабільних дислокаційних структурах. Сформульовано задачі ціленапрявленого управління структурними змінами в металах і сплавах, а також передумови одержання зміцненого стану. Проаналізовано структурні фактори, які обумовлюють зміцнення. Описано вплив на процеси розпаду пересичених твердих розчинів зміни температури і умов гартування, а також наступних ізотермічних відпалів.

В даному дисертаційному дослідженні дано обґрунтування методики одержання зразків для різних експериментів і описано експериментальні установки. Наведено методи математичної обробки результатів експериментів.

В якості матеріалів були вибрані дисперсійно-твердіючі сплави (ДТС) на основі алюмінію (Al-Cu і Al-Zn) і міді (берилієва бронза БрБ2). Вони, з одного боку, є перспективними конструкційними матеріалами, а, з іншого – їх вивчення становить науковий інтерес, оскільки можна об'єднати два види зміцнення: субструктурне зміцнення і дисперсійне твердіння. Термоцикування (ТЦО) досліджуваних матеріалів проводилось в інтервалах температур ($780 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$, $495-520 \Leftrightarrow 10-20^{\circ}\text{C}$, $495-520 \Leftrightarrow 0^{\circ}\text{C}$, $350 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$, $315 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$, $315 \Leftrightarrow 0^{\circ}\text{C}$, $240 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$, $200 \Leftrightarrow 20-10^{\circ}\text{C}$) із застосуванням "м'яких" (охолодження до 20°C проводилось у повітрі) і "жорстких" (охолодження до $10-20^{\circ}\text{C}$ проводилось у воді, а до 0°C – вуглекислою) режимів. Швидкість нагрівання та охолодження витримувалась в інтервалі від $1\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$ до $78\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$. Зовнішні розтягуючі навантаження на зразок при ТЦО витримувались в інтервалі напруг $(0.2-0.6)\sigma_{0.2}$.

Основним методом дослідження є механічна спектроскопія (внутрішнє тертя - ВТ). Вимірювання ВТ проводилось на установці, яка є оберненим крутильним маятником, що з'єднаний з тензOMETРИЧНИМ пристроєм і диференціальним трансформатором. Навантаження на зразок контролювалось тензопристроєм, точність якого 10^{-7}G . Найменша величина деформації, яка фіксується установкою, складає $10^{-3}\%$. Сигнали від тензопристрою, диференціального трансформато-

ра, фоторесструючого пристрою, який визначає кількість коливань та інтервал амплітуд, і зміни температури поступали на ЕОМ, що дозволяє одержати інформацію про спектри ВТ у вигляді готових графіків і таблиць основних параметрів дислокаційної структури.

З метою зменшення фонових втрат розсіювання енергії в конструкції і знаходження оптимальних умов її експлуатації використали метод математичного планування. Параметром оптимізації був вибраний фон ВТ при 20⁰С. В результаті проведеного факторного експерименту одержали рівняння регресії у вигляді:

$$y = 9.22 + 1.11x_1 + 0.38x_2 + 0.62x_3 + 0.41x_2x_3,$$

де y - фон внутрішнього тертя; x_1 - відношення мікротвердості затискача до мікротвердості зразка; x_2 - відношення жорсткості стержня до жорсткості зразка; x_3 - відношення жорсткості нитки до жорсткості зразка.

Запропонована нова методика визначення параметрів дислокаційної структури і обробка результатів за допомогою ЕОМ, яка дозволяє при вимірюванні амплітудної залежності ВТ простежити за розвитком дислокаційної структури протягом всього експерименту. Параметри дислокаційної структури розраховуються згідно виразів:

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

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

де C_1 і C_2 - коефіцієнти, які пов'язані з густиною дислокацій Λ і довжиною дислокаційного сегмента L_c відповідно; γ_i - амплітуда деформації; δ_i - декремент затухання.

Показано, що, в залежності від ступеня затухання коливань в кожному окремому експерименті по вимірюванню ВТ, доцільно вибирати оптимальні значення кількості коливань, початкової і кінцевої амплітуди, які зумовлюють мінімальні похибки. Відносна похибка методу складає 2-5%.

В роботі використовувались методи рентгеноструктурного і металографічного аналізів, а також метод мікротвердості і електроопору.

Викладено результати експериментальних досліджень структурних змін ДТС на основі алюмінію після різних ТЦО і ТЦО в полі зовнішніх навантажень (ПЗН).

Показано вплив ТЦО і ТЦО в ПЗН на характер прояву непружних субструктурних ефектів А (493-513 К), В (535-555 К), С (573-603 К), які мають релаксаційну природу і зв'язані із взаємодією і перерозподілом дислокацій та точкових дефектів в процесі формування і стабілізації в матеріалі полігональної структури.

ТЦО сплавів з різною концентрацією атомів міді (0,5; 1; 2; 3; 4% Cu) впливає на характер прояву ефектів А, В, С, що свідчить про особливості формування субструктури. Так, до термоциклювання на кривій $Q^{-1} = f(T)$ проявляються невеликий зернограничний ефект при 623-633 К і домішковий зернограничний пік біля 673-693 К. Вже один термоцикл створює підвищену концентрацію дефектів кристалічної будови, а нагрівання цього зразка під навантаженням зумовлює їх перерозподіл і проявлення субструктурних ефектів А (493 К), В (553К) і С (598 К). Крім цього, проявляється пік при 453К, який пов'язується з релаксацією Зінера. Проявлення піків А і В свідчить про інтенсивний процес полігонізації в навантаженому стані внаслідок перерозподілу дислокацій в стінки і дифузії дальніх точкових дефектів в стінках. При цьому зернограничний ефект збільшується і зміщується в сторону низьких температур, що говорить про подрібнення зерна при ТЦО в ПЗН. Із аналізу $Q^{-1} = f(T)$ слідує, що залежність субструктурних ефектів від кількості ТЦО носить осциляційний характер. Період цих процесів після ТЦО без навантаження складає 30 циклів, а після ТЦО в ПЗН період зменшується в 2 рази. Величини ефектів осцилюють із затухаючою амплітудою при збільшенні кількості термоциклів. Стабілізація субграничних піків відбувається після 60 ТЦО.

Наведено результати впливу атомів цинку (1,2,3,4 %Zn) на залежність $Q^{-1} = f(T)$ після ТЦО в ПЗН. Крім субструктурних ефектів А (513 К), В (553 К) і С (603 К) спостерігаються піки при 353К, 393К, 453К, 633К, 693-703К. Їх всебічне дослідження і порівняння із літературними даними дають підстави припускати, що вони пов'язані з такими процесами: ефекти при 353 К і 393 К пов'язані із розчиненням зон Гінье-Престона; ефект при 453 К зумовлений релаксацією Зінера; ефекти при 633 К і 693-703 К є зернограничний і домішковий зерногра-

ничний відповідно.

Аналіз температурної залежності ВТ сплавів Al-Zn показує, що, як і в сплавах Al-Cu, залежність субструктурних ефектів має осциляційний характер. Період осциляції складає 15 ТЦО. Характери поведінки ефектів А і В практично повторюють один одного. Слід відмітити аномальний характер поведінки піка С. Так, період його осциляції відображає періоди зміни перших двох ефектів, але характер його поведінки протилежний.

Зменшення піків А і В пов'язується з осіданням домішкових атомів на дислокаційних стінках, які стабілізують субструктуру. При цьому внутрішні дислокації стають більш рухомими і ефективно розсіюють пружну енергію. Це і супроводжує збільшення піка С. Збільшення густини дислокацій при ТЦО дає можливість перетворення малокутових меж у великокутові межі зерен. Відбувається часткове подрібнення зерна, про що свідчить збільшення піка при 633 К. Наступне збільшення кількості термоциклів викликає накопичення дефектів в нових зернах і початок формування нової, більш тонкої субструктури. Наявність добре розвинутої системи субграниць створює умови для виділення домішок по субмежах. При цьому кількість домішок на висококутових межах зменшується, що приводить до зменшення домішкового зернограничного піка при 693-703 К.

Про характер змін структури та її еволюцію при ТЦО в ПЗН свідчить зміна параметрів дислокаційної структури (табл.1). Щільність дислокацій ρ , довжину дислокаційного сегмента L_n визначали з експериментальних даних амплітудно-залежного ВТ, металографічного і рентгеноструктурного аналізів на ЕОМ.

Отримані результати свідчать, що при ТЦО в ПЗН максимальне значення щільності дислокацій ρ та мінімальне значення L_n досягається в процесі перших 15-25 ТЦО, а при ТЦО без навантаження - протягом 35-45 ТЦО. Наступне збільшення кількості термоциклів приводить до зменшення ρ і незначного збільшення L_n . Зменшення L_n зумовлене осіданням на дислокаціях домішок, їх комплексів і дисперсних фаз. Підтвердженням зміцнення матеріалів при ТЦО і ТЦО в ПЗН є зміна другої критичної амплітуди деформації $\gamma_{кр,2}$, тангенса кута нахилу фону амплітудної залежності ВТ $tg\theta$, мікротвердості H_{μ} і показника Майєра n_m (табл.2), оскільки мінімальне значення $tg\theta$ і максимальне $\gamma_{кр,2}$ відповідають збільшенню величини межі пружності, а зменшення

показника Майєра, який є мірою легкості ковзання, свідчить про утруднення мікропластичної деформації матеріалу.

Таблиця 1.

Параметри дислокаційної структури після ТЦО і ТЦО в ПЗН

Сплав	Термообробка	Виміряна величина	0 ТЦО	5 ТЦО	10 ТЦО	20 ТЦО	40 ТЦО	60 ТЦО
Al-1%Cu	ТЦО в ПЗН	$\Lambda \cdot 10^{-12}, \text{м}^{-2}$	1,30	7,9	10,1	26,06	31,0	22,1
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	2,90	2,35	2,10	2,04	1,7	1,50
	ТЦО	$\Lambda \cdot 10^{-2}, \text{м}^{-2}$	1,10	5,1	5,6	7,20	17,71	16,7
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	2,91	1,75	1,81	1,80	1,33	1,35
Al-4%Cu	ТЦО в ПЗН	$\Lambda \cdot 10^{-12}, \text{м}^{-2}$	5,20	8,58	15,6	18,50	28,05	23,5
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	5,50	2,46	1,45	2,03	2,46	2,40
	ТЦО	$\Lambda \cdot 10^{-2}, \text{м}^{-2}$	5,02	7,80	8,55	13,50	17,50	16,0
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	5,04	3,65	3,50	2,65	2,20	3,10
Al-1%Zn	ТЦО в ПЗН	$\Lambda \cdot 10^{-12}, \text{м}^{-2}$	2,10	5,1	5,5	7,80	10,3	10,3
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	6,21	4,0	4,0	3,65	4,2	3,1
	ТЦО	$\Lambda \cdot 10^{-2}, \text{м}^{-2}$	2,11	3,6	9,1	7,30	10,2	11,1
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	4,90	3,1	2,5	2,91	3,23	2,96
Al-4%Zn	ТЦО в ПЗН	$\Lambda \cdot 10^{-12}, \text{м}^{-2}$	3,46	4,05	9,90	12,3	10,2	9,36
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	6,50	5,05	2,90	2,83	3,05	3,60
	ТЦО	$\Lambda \cdot 10^{-2}, \text{м}^{-2}$	3,50	3,26	5,6	7,95	10,36	10,3
		$L_n \cdot 10^6, \text{м}$	6,31	6,05	3,03	2,98	2,96	3,05

Порівняння амплітудних залежностей ВТ (АЗВТ) показує, що після ТЦО в ПЗН криві $Q^{-1} = f(\gamma)$ зсунуті в сторону більших амплітуд деформації в порівнянні із зразками, обробленими при ТЦО без навантаження. Гістерезис ВТ після ТЦО в ПЗН більший, ніж після ТЦО без навантаження.

Великий гістерезис після ТЦО в ПЗН свідчить про значне закріплення дислокацій атмосферами домішок. Кількісно гістерезис можна визначити із співвідношення $(\gamma_1 - \gamma_2)/\gamma_2$, де γ_1 - перша критична амплітуда деформації АЗВТ зростання, γ_2 - перша критична амплітуда деформації АЗВТ спадання. Для сплавів Al-1%Cu, Al-4%Cu, Al-1%Zn, Al-4%Zn після ТЦО в ПЗН ця величина рівна 0,75, 0,80, 0,70 і 0,76, а після ТЦО без навантаження - 0,25, 0,40, 0,35 і 0,38 відповідно. Після штучного старіння зразків Al-Zn це значення близьке до нуля (0,05).

Зміна параметрів амплітудної залежності ВТ, показника Майєра і мікротвердості після ТЦО і ТЦО в ПЗН

Сплав	Термообробка	Вимірювана величина	0 ТЦО	5 ТЦО	10 ТЦО	20 ТЦО	40 ТЦО	60 ТЦО		
Al-3%Cu	ТЦО в ПЗН	$\text{tg}\theta$	0,70	0,25	0,23	0,23	0,35	0,51		
		H_{μ} , мПа	400	425	567	759	690	625		
		n_m	2,15	2,01	1,91	1,86	1,84	1,92		
	ТЦО	$\text{tg}\theta$	0,65	0,35	0,25	0,25	0,45	0,57		
		H_{μ} , мПа	405	508	596	700	713	725		
		n_m	2,10	2,05	2,00	1,96	1,93	1,93		
Al-4%Cu	ТЦО в ПЗН	$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$	6,8	7,1	10,3	13,5	14,0	13,3		
		$\text{tg}\theta$	0,71	0,32	0,28	0,25	0,22	0,31		
		H_{μ} , мПа	421	602	735	823	785	501		
		n_m	2,14	2,04	1,71	1,68	1,68	1,73		
		ТЦО	$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$	6,8	7,0	10,0	12,3	14,0	13,6	
			$\text{tg}\theta$	0,70	0,39	0,38	0,37	0,39	0,40	
	H_{μ} , мПа		420	530	629	768	800	786		
	n_m		2,14	1,99	1,96	1,92	1,85	1,88		
	Al-1%Zn		ТЦО в ПЗН	$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$	4,1	6,3	8,1	9,2	9,3	10,0
				$\text{tg}\theta$	0,93	0,90	0,83	0,72	0,75	0,86
		H_{μ} , мПа		120	129	200	260	250	251	
		n_m		2,10	2,03	1,86	1,71	1,73	1,76	
ТЦО		$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$		4,0	5,8	6,9	7,3	8,0	7,9	
		$\text{tg}\theta$		0,90	0,87	0,87	0,85	0,82	0,83	
	H_{μ} , мПа	125	130	190	213	220	220			
	n_m	2,10	1,95	1,88	1,88	1,86	1,88			
	Al-3%Zn	ТЦО в ПЗН	$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$	4,3	7,8	9,1	9,0	8,90	8,99	
			$\text{tg}\theta$	0,78	0,45	0,38	0,39	0,39	0,38	
H_{μ} , мПа			181	200	231	286	285	290		
n_m			2,06	2,00	1,88	1,83	1,84	1,85		
ТЦО			$\gamma_{\text{кр}2} \cdot 10^5$	4,4	5,1	6,6	7,9	8,6	8,7	
			$\text{tg}\theta$	0,69	0,60	0,55	0,43	0,40	0,40	
		H_{μ} , мПа	190	209	230	256	278	280		
		n_m	2,06	1,98	1,91	1,76	1,80	1,79		

Значення величини $\gamma_{\text{кр}2}$ після 20 ТЦО в ПЗН, яка характеризує процес розмноження і руху дислокацій по механізму Франка-Ріда,

більше в 1.2-1.6 раз, аніж після 20 циклів звичайного ТЦО.

Таким чином, одержані результати свідчать на користь ТЦО в ПЗН у порівнянні з іншими термообробками, оскільки вона значно поліпшує структуру сплавів, подрібнює фази, сприяє більш повному і рівномірному розчиненню хімічних елементів в твердому розчині, підвищує густину дислокацій, зумовлює подрібнення зерен і субзерен і, як наслідок, переводить матеріал в більш високоміцний стан. ТЦО в ПЗН забезпечує прискорення досягнення більш зміцненого стану і розширення інтервалу збереження підвищених експлуатаційних характеристик матеріалу (див.табл. 1,2).

Спільна дія підвищеної температури та полів напруг сприяє перерозподілу дефектів і формуванню тонкої, більш рівноважної, а значить, стабільної субструктури. Варіювання параметрами ТЦО в ПЗН дає широкі можливості для цілеспрямованого керування процесами структуроутворення, а, отже, і отримання необхідних експлуатаційних характеристик матеріалу.

Проведено дослідження фізичної природи, кінетики і механізмів структурних перетворень в ДТС на основі міді після різних технологічних обробок.

Результати досліджень показали, що ТЦО у визначеному температурному інтервалі не дозволяє ефективно керувати структурними і фазовими перетвореннями з метою покращення фізико-механічних властивостей берилієвої бронзи. Це зумовлено недостатністю термічної активації для перерозподілу дислокацій, що створюються при термоциклюванні, оскільки вони ефективно закріплені домішковими атомами, їх скупченнями або дисперсними виділеннями.

З метою підвищення межі пружності, межі міцності і відносного видовження при зниженні анізотропії межі пружності, гартування проводили в інтервалі температур 780-20⁰C з числом циклів 2-3. Внаслідок такої обробки поведінка параметрів амплітудної залежності ВТ (АЗВТ) і дислокаційної структури добре корелюють між собою. Так, перші три цикли ведуть до збільшення фону ВТ від 5·10⁻⁴ до 8·10⁻⁴ при $\gamma = 9 \cdot 10^{-6}$, тангенса кута нахилу АЗВТ від 0.4 до 0.68 і щільності рухливих дислокацій від 2·10¹² м⁻² до 10·10¹² м⁻², а також зменшення середньої кількості точок закріплення дислокацій від 40 до 10. Подальше збільшення кількості циклів не призводить до суттєвої зміни даних параметрів. Така обробка БрБ2 збільшує питомий елек-

троопір від 0.100 мкОм·м до 0.105 мкОм·м.

Наступне термоциклювання матеріалу в інтервалі температур дисперсійного твердіння і дія зовнішньої напруги викликають додатковий розпад твердого розчину, про що свідчить зменшення питомого електроопору від 0.105 мкОм·м до 0.052 мкОм·м після 10 ТЦО.

Найчіткіше це проявляється на початкових стадіях ТЦО. В результаті впливу 5-10 ТЦО фон ВТ при 315⁰С зменшується від $Q_{\Phi}^{-1} = 129 \cdot 10^{-4}$ до $Q_{\Phi}^{-1} = 18 \cdot 10^{-4}$, тобто на 86%. Основна частина зменшення фону відбувається в перші 5 ТЦО. Деякого зменшення з $8 \cdot 10^{-4}$ до $4 \cdot 10^{-4}$ при цьому зазнає і фон в умовах кімнатної температури. Збільшення протяжності ТЦО в незначній мірі впливає на фон при 315⁰С і зовсім не впливає на його значення при кімнатній температурі. При цьому зростає і модуль зсуву (f^2 - квадрат частоти) при 315⁰С і 20⁰С. Основна частина його збільшення випадає на перші 5 ТЦО. Надалі він збільшується в незначній мірі. Залежність модуля зсуву (f^2) від ТЦО добре корелює з даними по зміні величини фону ВТ при 315⁰С, а також свідчить про виділення дисперсної фази, що зумовлює зміцнення бронзи в процесі ТЦО під навантаженням і підвищення жароміцності матеріалу.

Значення тангенса кута нахилу фону АЗВТ за перші 3 ТЦО зменшується від $\text{tg}\theta = 0.68$ до $\text{tg}\theta = 0.28$, а після 15 ТЦО він стає 0.22. Найменше значення $\text{tg}\theta = 0.18$ досягається при 55 ТЦО.

Друга критична амплітуда деформації за 55 ТЦО зростає від $\gamma_{\text{кр.2}} = 12.5 \cdot 10^{-5}$ до $\gamma_{\text{кр.2}} = 70 \cdot 10^{-5}$. Мінімум величини $\text{tg}\theta$ і максимум критичної амплітуди відповідає максимуму величини межі пружності, тобто, матеріал зміцнюється.

Зменшення тангенса кута нахилу АЗВТ і фону ВТ можна пояснити закріпленням дислокацій виділеними дисперсними фазами і процесами релаксації мікронапруг, що добре корелює з кривою зміни величини внутрішніх мікронапруг. Невеликий ріст $\text{tg}\theta$ пояснюється, очевидно, тим, що дислокації і вакансії набувають певної рухливості за рахунок переходу домішкових атомів, які раніше зв'язували ці дефекти, до складу фаз, що виділяються або утворення ними самостійних фаз.

Про характер еволюції структури при ТЦО в ПЗН свідчить зміна щільності дислокацій Λ . Залежність Λ від кількості ТЦО має складний характер. До 25 ТЦО величина Λ збільшується від $10 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ до $16.2 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Надалі вона зменшується до 35 ТЦО з наступним

збільшенням до $25 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ при 55 ТЦО. Збільшення щільності дислокацій може бути викликано мікропластичними деформаціями матриці на межі між матрицею і дисперсними виділеннями, в процесі їх відокремлення, коли відбувається розрив когерентного зв'язку і формування кристалічної решітки фази. Зменшення величини свідчить, очевидно, що щільність дислокацій збільшилась до такого значення, коли субмежа, яка розділяє сусідні субзерна і характеризується малим кутом їх розорієнтування, переходить у великокутову межу, перетворюючи субзерно в окреме зерно.

Цікавою є зміна дислокаційного сегменту L_n . Величина L_n на протязі перших 15 ТЦО зменшується, а після 25 ТЦО збільшується з наступним зменшенням. Ці дані також підтверджують той факт, що основний розпад пересиченого α -твердого розчину БрБ2 в процесі ТЦО в ПЗН відбувається в перші 5-15 ТЦО. Виділення дисперсної фази та її осідання на дислокаціях і зумовлює зменшення L_n . Збільшення L_n при більш тривалих ТЦО може бути обумовлене частковою коагуляцією дисперсних виділень. Така зміна ВТ свідчить про зростання ступеня закріплення дислокацій при ТЦО в ПЗН в порівнянні із звичайними ТЦО.

За допомогою рентгеноструктурного аналізу досліджено залежність параметру кристалічної решітки a і зроблено оцінку зміни величини внутрішніх мікронапруг $\Delta a/a$ в процесі ТЦО в ПЗН.

Зміна параметра кристалічної решітки a матриці бронзи перебувають в добрій відповідності з поведінкою тангенса кута нахилу АЗВТ, мікронапруг і фону ВТ.

Складність структурних і фазових перетворень, що відбуваються в досліджуваній бронзі в процесі ТЦО в ПЗН, викликала необхідність розподілу і вивчення змін внутрішніх мікронапруг і макронапруг. Визначення величини внутрішніх макронапруг зводиться до точного визначення параметрів кристалічної решітки.

Результати вимірювання параметру кристалічної решітки берилієвої бронзи при її ТЦО і ТЦО в ПЗН свідчать, що перші 3 ТЦО зменшують параметр до мінімального значення. Наступне нарощування числа ТЦО викликає підвищення параметру решітки, який досягає максимального значення після 20 ТЦО. Наступні 20 ТЦО зумовлюють зменшення параметру кристалічної решітки матриці.

При ТЦО в ПЗН зразків подрібнення кристалітів не виявлено, тому основний вклад в розширення ліній на рентгенограмах вносять

мікронапруги, викликані виділенням дисперсної, когерентно зв'язаної з матрицею, зміцнюючої фази. Ці мікронапруги неодноразово змінюють параметр решітки в різноманітних кристалітах і блоках мозаїчної структури одного кристаліта. Тоді кожен кристаліт чи блок має параметр дещо інший, ніж сусідній кристаліт чи блок і внаслідок цього лінії рентгенограми виявляються розширеними.

Показано закономірність зміни мікронапруг в процесі ТЦО в ПЗН, визначеної по лінії 50° . Величина мікронапруг на протязі перших 3 ТЦО зменшується. Це може зумовлюватися початковою стадією виділення дисперсної фази, яка ще не сформувалася в окрему кристалічну решітку. Ці попередні виділення являють собою скупчення домішкових атомів типу зон Гінье-Престона. Тому відхід домішкових атомів до цих попередніх виділень зумовлює деяке зменшення мікронапруг в матриці. На протязі наступних 7 ТЦО виділення починають формувати свою кристалічну решітку, яка когерентно зв'язана з матрицею. Оскільки параметри і властивості решіток матриці і виділень різняться між собою, то наявність між ними когерентного зв'язку зумовлює ріст мікронапруг.

Поступове вдосконалення решітки виділень і наростання напруг на межі між ними і матрицею приводить до розриву когерентного зв'язку і відокремлення часток дисперсної фази. При цьому відбувається часткова релаксація мікронапруг, величина яких зменшується на протязі наступних 25 ТЦО. Продовження термоцикловання досліджуваних матеріалів приводить до коагуляції часток виділень, що знову викликає повільне зростання внутрішніх мікронапруг.

Таким чином в результаті такої обробки збільшується густина другої фази, яка чинить опір руху дислокацій, що і призводить до збільшення опору малим пластичним деформаціям, і ступінь зміцнення відповідно підвищується. Підтвердження зміцнення сплаву є також зростання критичних амплітуд деформації $\gamma_{кр.1}$ і $\gamma_{кр.2}$; модуля зсуву f^2 при 315°C і 20°C ; мікротвердості H_{μ} ; зменшення тангенса кута нахилу фону АЗВТ $\text{tg}\theta$ і показника Майсра.

ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ВИСНОВКИ РОБОТИ.

1. Термоцикловання, а особливо термоцикловання в полі зовнішніх напруг, приводять не тільки до утворення в сплавах високої щільності вакансій і дислокацій, але й до перерозподілу останніх в полігональні стінки. Це обумовлено тим що, наявні домішки, їх комплекси чи окремі дисперсні виділення істотно блокують новоутворені

дислокації і цим самим утруднюють процес формування субструктури. Їх концентрація, хімічний склад і структурний стан вимагають не тільки суттєвого підвищення температури термоциклювання, збільшення швидкості нагріву і охолодження, часу витримки при даній температурі, але й накладання керованих зовнішніх силових полів. З іншого боку, вони ефективно блокують уже сформовану субструктуру, а відтак збільшують її термічну стабільність і підвищують жароміцність матеріалу. При цьому в міру підвищення міцнісних характеристик не втрачаються істотно і демпфуючі властивості.

2. Інтенсивність проявлення субструктурних ефектів в залежності від кількості термоциклів носить осциляційний характер з періодом осциляції 25-30 термоциклів після термоциклювання і 12-15 термоциклів після термоциклювання під навантаженням. Вони стабілізуються після 50-60 ТЦО. Домішки міді, на відміну від цинку, зменшують період осциляції і ефективніше стабілізують досліджувані ефекти. Зернограничний пік при цьому зростає і зміщується в район нижчих температур. Відбувається подрібнення зерна за рахунок збільшення розорієнтації границь і переходу субзерен в зерна. Наступне збільшення кількості термоциклів викликає накопичення дефектів в нових зернах і починається формування більш тонкої рівноважної субструктури.

3. Термоциклювання дисперсійно-твердіючих сплавів в навантаженому стані зумовлює прискорення досягнення більш зміцненого стану і розширення інтервалу збереження підвищених експлуатаційних характеристик матеріалів. Встановлена кореляція між характером проявлення внутрішнього тертя при переході матеріалів із метастабільного в рівноважний стан і зміною їх міцнісних властивостей. Виявлено відповідність між типом субструктури, модулем зсуву і величиною мікротвердості, що дозволяє вибрати для практичного використання такі температурні умови, які відповідають високим жаростійким властивостям.

4. При термоциклюванні і термоциклюванні під навантаженням берилісної бронзи виявлено добру кореляцію зміни параметру кристалічної ґратки матриці, тангенса кута нахилу фону амплітудної залежності внутрішнього тертя, мікронапруг, фону внутрішнього тертя і параметрів дислокаційної структури. Показано, що термоциклювання під навантаженням прискорює виділення в дисперсійно-твердіючих

сплавів дисперсної фази, яка стабілізує субструктуру і обумовлює додаткове зміцнення.

5. Збільшення опору мікропластичним деформаціям після термоциклювання під навантаженням пояснюється тим, що в результаті такого термоциклювання утворюються частинки другої фази, габітусна площа яких паралельна осі прикладання навантаження або складає з цією віссю невеликі кути. Внаслідок цього збільшується густина частинок, які чинять більший опір рухові дислокацій і приводять до збільшення опору малим пластичним деформаціям.

6. На базі виконаних досліджень сплавів на основі Al і Cu пропонуються такі режими термоциклювання:

- для Al-Cu 15-20 ТЦО в інтервалі температур $520 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$ під напругою $(0.4-0.6)\sigma_{0.2}$;

- для Al-Zn 15-25 ТЦО в інтервалі температур $495-505 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$ під напругою $(0.2-0.4)\sigma_{0.2}$;

- для BrB2 3 ТЦО в інтервалі температур $780 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$ і 10-15 ТЦО в інтервалі температур $315 \Leftrightarrow 20^{\circ}\text{C}$ під напругою $0.2\sigma_{0.2}$;

- швидкість нагріву та охолодження при ТЦО для алюмінієвих сплавів складає $50\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$, а для BrB2 - $78\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$ і $(1-2)\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$, які зумовлюють підвищення і стабільність їх експлуатаційних характеристик.

7. Перевага запропонованих технологій полягає в тому, що застосування термоциклювання під навантаженням можливе не тільки до матеріалів із дисперсійно-твердіючих сплавів, які служать сировиною для техніки і промисловості, але й до готових деталей і технічних конструкцій із них. Це спростить технологію обробки, зменшить енергозатрати і дозволить отримати значний економічний ефект.

ОСНОВНИЙ СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ.

1. Зузяк П.М., Білюк А.И., Томчук В.И., Ходак В.И. Внутреннее трение бериллиевой бронзы при термоциклировании под нагрузкой // Известия РАН. Серия физическая. -1993.-Т.57.-№11.-С.142-145.

2. Білюк А.І. Вплив термоциклювання під навантаженням на структурні зміни дисперсійно-твердіючих алюмінієвих сплавів // Металлофізика и новейшие технологии. -1997.-Т.19.-№6.-С.78-80.

3. Білюк А.І., Зузяк П.М., Бунтар О.Г. Еволюція структури дисперсійно-твердних сплавів після термоциклювання під навантаженням // Вісник Вінницького політехнічного інституту.-1997.-№3.-С.110-115.

4. Гордиенко Л.К., Зузяк П.М., Стронгин Б.Г., Солоненко В.И., Билюк А.И. Исследование зависимости внутреннего трения и степени деформации от величины напряжения в алюминии и сплаве алюминий-цинк // Внутреннее трение в исследовании металлов, сплавов, и неорганических материалов. -М.: Наука. -1989. -С.103-106.

5. Зузяк П.М., Билюк А.И., Ходак В.И. Прогрессивные технологии формирования субструктуры в дисперсионно-твердеющих сплавах на основе алюминия // Приложение к Всеукраинскому науч.-техн. журналу "Вибрации в технике и технологиях" / Сборник трудов Междунар. научн.-техн. конф. "Приборостроение-97". -ч.1. -1997. -С.200-203.

6. Зузяк П.М., Білюк А.І. Субструктурне зміцнення сплавів алюміній-мідь//Праці Другої всеукраїнської конференції "Сучасні фізико-математичні дослідження молодих науковців вузів України".-Київ,1995.-С.66-74"Деп. в ДНТБ України 4.09.95 №2035 Ук-95".

7. Зузяк П.М., Білюк А.І.,Ходак В.Й. Температурний спектр внутрішнього тертя алюмінію після термоцикловання під навантаженням // Праці Другої всеукраїнської конференції "Сучасні фізико-математичні дослідження молодих науковців вузів України".-Київ,1995.-С.75-79 "Деп. в ДНТБ України 4.09.95 №2035 Ук-95".

8. Зузяк П.М., Солоненко В.И., Билюк А.И. О контроле влияния термоциклирования на параметры дислокационной структуры в бериллиевых бронзах // Труды науч.-техн. конф. стран содружества "Контроль и управление в технических системах". -Винница: ВПИ. -1992. -С.121.

9. Зузяк П.М., Билюк А.И.,Томчук В.И.,Ходак В.И. Внутреннее трение бериллиевой бронзы при термоциклировании под нагрузкой // Труды школы-семинара "Релаксационные явления в твёрдых телах". -Воронеж: ВПИ. -1993.-С.158.

10. Зузяк П.М., Билюк А.И., Ходак В.И. Субструктурное упрочнение дисперсионно-твердеющих сплавов // Труды Междунар. Семинара "Релаксационные явления в твёрдых телах". -Воронеж: ВГТУ. -1995.-С.159.

11. Зузяк П.М., Білюк А.І., Ходак В.Й. та ін. Демпфуючі і механічні властивості берилієвої бронзи після термоцикловання під навантаженням // Матеріали Другої Міжнар. Конф. "Конструкційні та функціональні матеріали". -Львів. -1997.-С.258-259.

АНОТАЦІЯ

Білюк А.І. Вплив термоциклоування в полях зовнішніх напружень на формування і стабілізацію структури дисперсійно-твердіючих сплавів. -Рукопис.

Дисертація на здобуття вченого ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.07 - фізика твердого тіла. Чернівецький державний університет, Чернівці, 1998.

Захищаються результати досліджень впливу термоциклоування в полях зовнішніх напружень на структурні та фазові перетворення в дисперсійно-твердіючих сплавах на основі алюмінію (Al-Cu, Al-Zn) і міді (БрБ2), які опубліковані в 11 наукових роботах. Показано, що характер зміни субструктурних ефектів в алюмінієвих сплавах носить осциляційний характер з періодом осциляції 15-20 циклів. Встановлено збільшення щільності дисперсних частинок в БрБ2, габітусна площа яких складає малі кути з віссю прикладання зовнішньої напруги, що збільшує опір малим пластичним деформаціям. Дана технологія обробки дисперсійно-твердіючих сплавів дозволяє стабілізувати субструктуру дисперсними частинками і забезпечує додаткове зміцнення матеріалу.

Ключові слова: дисперсійно-твердіючі сплави, дислокації, субмежа, субструктурне зміцнення, термоциклоування, дисперсійне зміцнення, зовнішні напруження.

АННОТАЦИЯ

Билуек А.И. Влияние термоциклирования в полях внешних напряжений на формирование и стабилизацию структуры дисперсионно-твердеющих сплавов. -Рукопись.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук по специальности 01.04.07 - физика твердого тела. Черновицкий государственный университет, Черновцы, 1998.

Защищаются результаты исследований влияния термоциклирования в полях внешних напряжений на структурные и фазовые превращения в дисперсионно-твердеющих сплавах на основе алюминия (Al-Cu, Al-Zn) и меди (БрБ2), которые опубликованы в 11 научных работах. Показано, что характер изменения субструктурных эффектов в алюминиевых сплавах носит осциляционный характер с периодом

осцилляции 15-20 циклов. Установлено увеличение плотности дисперсных частиц в БрБ2, габитусная плоскость которых составляет малые углы с осью приложения внешнего напряжения, что увеличивает сопротивление малым пластическим деформациям. Данная технология обработки дисперсионно-твердеющих сплавов позволяет стабилизировать субструктуру дисперсными частицами и обеспечивает дополнительное упрочнение материала.

Ключевые слова: дисперсионно-твердеющие сплавы, дислокации, субграница, субструктурное упрочнение, термоциклирование, дисперсионное упрочнение внешние напряжения.

ABSTRACT

Bilyuk A.I. Influence of thermocycling in fields of external stresses on formation and stabilisation of dispersly-hardening alloys structure. - Script.

Thesis for a Candidate of Physics and Mathematics in 01.04.07 - Solid-State Physics. Chernivtsi State University, Chernivtsi, 1998.

Results of researches of influence of thermocycling in the fields of external stresses on structural and phase transformations in dispersly-hardening alloys based on aluminium (Al-Cu, Al-Zn) and copper (BrB2) published in 11 scientific works are to be proved. It is shown that the character of changes substructural effects in aluminium based alloys has oscillating character with the 15-20 cycles long oscillation period. Discovered the growth of density of disperse particles in BrB2, whose habitus area forms small angles with the axis of applying external stress and that rises the resistance against plastic deformations. The proposed technology of processing dispersly-hardening alloys permits to stabilise their substructure with disperse particles and provides additional reinforcement of the material.

Key words: dispersly-hardening alloys, dislocations, substructural reinforcement, thermocycling, disperse reinforcement, external stress.

421560

АВ 39.207

Виготовлено з оригінал-макету у видавництві «Логос»
287100 м.Вінниця, вул.Генерала Арабея, 3
тел.(0432) 32-48-13.
Зам. №221, наклад 100, 22.12.97р.