

Академія Наук України

Інститут проблем матеріалознавства

ім. І.М. Францевича

На правах рукопису

Черепін Олексій Валентинович

**ПРИРОДА ТЕМПЕРАТУРНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ
В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ
В СПЛАВАХ Cu-Al-Ni**

Спеціальність 01.04.07 — фізика твердого тіла

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття вченого ступеня

кандидата фізико-математичних наук

Київ 1994



00778743 (-)

Роботою є рукопис.

Роботу виконано в Інституті проблем матеріалознавства АН

Науковий керівник:

член-кореспондент АН України,
доктор фізико-математичних наук,
професор С.О. Фірстов

Офіційні опоненти:

член-кореспондент АН України,
доктор фізико-математичних наук,
професор Ю.В. Мільманкандидат фізико-математичних наук,
В.І. Коломицев

Ведуча організація:

Київський політехнічний інститут

Захист дисертації відбудеться "28" травня 1994 р. в 14⁰⁰ на засіданні спеціалізованої ради Д 016.23.01 при Інституті проблем матеріалознавства АН України (м. Київ, вул. Кржижанівського, 3).

Відгуки на автореферат, завірені печаткою установи, просимо направляти за адресою: 252680, МСП, Київ-142, вул. Кржижанівського, 3, Інститут проблем матеріалознавства, ученому секретареві спецради Д 016.23.01 Падерно Ю.Б.

Із дисертацією можна ознайомитись в бібліотеці Інституту проблем матеріалознавства АН України.

Автореферат розіслано "26" травня 1994 р.

ЛННБ ім. В. Стефаніка
АН України

УЧЕНИЙ СЕКРЕТАР

спецради Д 016.23.01

Ю.Б. Падерно

Загальна характеристика роботи

Актуальність теми. Дослідження в галузі створення матеріалів, здатних до зміцнення за рахунок протікання мартенситних перетворень (МП) під час холодної деформації, є одним із напрямків сучасного фізичного матеріалознавства, що швидко розвивається. Ефект підвищення міцності та в'язкості руйнування в таких матеріалах носить назву "трансформаційне зміцнення", тобто зміцнення за рахунок перетворення.

Для прогнозування властивостей трансформаційно зміцнюваних матеріалів важливо розуміти, як впливає протікання МП на температурну залежність в'язкості руйнування. Але до початку даної роботи єдиним систематично вивченим із цієї точки зору представником цілого класу матеріалів, що деформуються шляхом МП, залишалися композити на основі ZrO_2 .

Виходячи з цього, для вивчення фундаментальних питань впливу МП на температурну залежність в'язкості руйнування і механізми руйнування є привабливим підшукати матеріал, в якому, по-перше, добре вивчено кінетику та кристаллографію МП. По-друге, обраний матеріал має бути потенціально здатним до трансформаційного зміцнення, і має існувати можливість управління температурним інтервалом МП при незмінній мікроструктурі матеріалу.

Такому типу матеріалів найкращим чином відповідають мідноалюмінієві сплави, леговані перехідними металами — $Cu-Al-X$, де X — Ni , Mn , Fe , Co . Серед них особливо виділяється сплав $Cu-Al-Ni$, низька енергія дефекта упаковки в якому зумовлює можливість протікання кількох послідовних МП під час деформації. До поточного часу у цих сплавах детально вивчено структури фаз, що утворюються, в тому числі метастабільних, а також температурно-силові умови утворення мартенситів охолодження і деформації як вище, так і нижче інтервалів прямого і зворотного МП. Для цих сплавів існує також можливість змінення в широких межах характеристичних температур прямого і зворотного МП тільки за рахунок варіації хімічного складу. Все це робить сплави $Cu-Al-Ni$ дуже перспективним об'єктом для вивчення фундаментальних питань впливу МП на властивості матеріалів.

Існують також прикладні аспекти МП, які зумовлюють увагу до сплавів Cu-Al-Ni, оскільки ефекти надпружності і пам'яті форми, пов'язані із протіканням МП під час охолодження та/або під навантаженням, дозволяють запропонувати нові оригінальні рішення конструкторських задач.

У зв'язку з вищенаведеним, вивчення впливу наведених деформацією МП на температурну залежність в'язкості руйнування в сплавах Cu-Al-Ni є дуже **актуальною** задачею як для розуміння фундаментальних питань взаємозв'язку МП і властивостей матеріалів, так і для визначення характеристик реальних сплавів, які можуть мати практичне застосування.

Метою даної роботи є дослідження мартенситних перетворень, які протікають у сплавах Cu-Al-Ni під час охолодження чи деформації, на температурні залежності в'язкості руйнування, міцності та пластичності, а також на мікромеханізми руйнування, в широкому інтервалі температур випробувань і для різних мікроструктур — від монокристалів до дрібнозернистих матеріалів.

Відповідно до мети роботи було поставлено **слідуючі наукові задачі**:

1. Вивчити температурну залежність в'язкості руйнування монокристалів сплаву Cu-Al-Ni у діапазоні температур $-196...+100^{\circ}\text{C}$, який містить інтервали прямого і зворотного МП. Визначити можливість оцінки ходу температурної залежності в'язкості руйнування по результатах випробувань гладких зразків на однісіне розтягування.
2. Виявити основні механізми руйнування в монокристалах сплаву Cu-Al-Ni у випробуваннях гладких зразків на розтягування і зразків з надрізом на згин.
3. Методами порошкової металургії отримати полікристалічні сплави Cu-Al-Ni із різним фазовим складом. Дослідити впливи їх фазового складу та мікроструктури на температурну залежність в'язкості руйнування в інтервалі температур $-100...+100^{\circ}\text{C}$.
4. Визначити головні закономірності процесів руйнування полікристалічних сплавів Cu-Al-Ni та вивчити мікромеханізми їх руйнування.

В результаті виконання роботи було отримано ряд нових наукових результатів:

Вперше запропоновано кристалографічну схему утворення поверхонь руйнування в монокристалах сплаву Cu-Al-Ni. Вперше отримано температурну залежність в'язкості руйнування для монокристалів сплаву Cu-Al-Ni в широкому діапазоні температур, який містить інтервали прямого і зворотного МП. Продемонстровано можливість оцінки ходу температурної залежності в'язкості руйнування монокристалів поза інтервалами МП за результатами випробувань гладких зразків на одновісне розтягування. Вперше методами порошкової металургії із розпилених порошоків сплаву Cu-Al-Ni отримано дрібнозернисті полікристали із високими механічними властивостями та вивчено механізми їх руйнування при різних температурах. Визначено температурну залежність в'язкості руйнування в полікристалічних сплавах Cu-Al-Ni. Описано механізм впливу меж зерен на характер температурної залежності в'язкості руйнування екструдованих полікристалів сплава Cu-Al-Ni. Виявлено, що цілеспрямоване конструювання зеренної мікроструктури може суттєво підвищити в'язкість руйнування полікристалів у мартенситному стані в порівнянні з монокристалами.

Наукова і практична цінність роботи. Проведені дослідження дозволили виявити основні закономірності процесів руйнування в сплавах Cu-Al-Ni, пов'язані із протіканням МП. Вивчено структурно-фазові критерії, які обумовлюють температурну залежність в'язкості руйнування моно- і полікристалів. Отримані результати можуть служити як фізична основа для цілеспрямованого змінення хімічних і структурно-фазових параметрів сплавів Cu-Al-Ni, які знаходять все більш широке застосування в сучасній техніці.

На захист вносяться наступні наукові положення:

1. Температурна залежність в'язкості руйнування монокристалів і екструдованих полікристалів Cu-Al-Ni в інтервалі температур $-196...+100^{\circ}\text{C}$ обумовлена кількістю і повнотою мартенситних і міжмартенситних перетворень, які протікають при навантаженні.
2. Подібність температурних залежностей енергії руйнування, яка вимірюється під час випробувань гладких зразків, та в'язкості руйнування монокристалів і екструдованих

полікристалів свідчить про спільність процесів, що відбуваються у масштабі зразка в цілому, та у верхіві тріщини, що росте.

Апробація роботи. Матеріали дисертації доповідались на XXXVI науковій конференції МФТІ “Студент і науково-технічний прогрес” (Москва, листопад 1990 р.), V Всесоюзному семінарі “Структурні аспекти локалізації деформації” (Юрмала, березень 1991 р.), Всесоюзній конференції з фазових перетворень у твердому тілі “Мартенсит-91” (Косів, жовтень 1991 р.), 8-й Міжнародній конференції з механіки руйнування (Київ, червень 1993 р.).

Публікації. По темі дисертації опубліковано 9 робіт.

Структура і обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, чотирьох глав і списку літератури. Дисертацію викладено на 116 сторінках машинописного тексту, вона містить 52 рисунка, 3 таблиці. Список літератури налічує 110 найменувань.

Зміст роботи

У вступі обгрунтовано актуальність теми дисертації, викладено мету і задачі дослідження, представлено наукову новітність і практичну цінність роботи, наведено положення, що захищаються, описано структуру дисертації.

У першій главі наведено огляд літературних даних з загальних аспектів МП. Розглянуто основні результати робіт з дослідження МП у потрійних медноалюмінієвих сплавах. Відмічено загальні особливості деформаційної поведінки монокристалів сплаву Cu-Al-Ni. Показано, що великий вплив на можливість протікання МП має величина фактору Шміда системи $[100](001)_m$. Описано діаграму метастабільної фазової рівноваги в координатах $\sigma-T$, яка узагальнює дані про можливі перетворення в монокристалах Cu-Al-Ni при розтягуванні. Проведено аналіз основних літературних даних із впливу температури навантаження і мікроструктури полікристалічних сплавів Cu-Al-Ni на їх деформаційно-міцнісні характеристики. Показано, що через здвиговий характер перетворень початок руйнування полікристалічних сплавів Cu-Al-Ni зумовлений утворенням мартенситу деформації. На основі аналізу робіт різних авторів по оцінці величини трансформаційного зміцнення в матеріалах, здатних до МП при навантаженні,

зроблено висновок про можливість проявлення ефекту трансформаційного зміцнення в сплавах Cu-Al-Ni, які здатні до МП. В підсумок літературного огляду сформульована задача дослідження, обгрунтовано вибір матеріалів та експериментальних методик.

У другій главі приведено опис експериментальних методик, які було використано у роботі, а також хімічний і структурно-фазовий склад обраних для дослідження готових матеріалів та вихідних компонент для виготовлення оригінальних експериментальних матеріалів.

Об'єктами дослідження були монокристалічні зразки із сплаву Cu-Al-Ni з орієнтацією $\langle 001 \rangle \beta_1$ та полікристалічні сплави Cu-Al-Ni, виготовлені методом гарячої екструзії.

Характеристичні температури МП були визначені за температурною залежністю електроопору. Рентгеноструктурний аналіз був застосований для визначення орієнтації вісі розтягування монокристалів відносно кристалографічних вісей високотемпературної ОЦК β_1 -фази, а також для ідентифікації структури фаз, що утворюються в моно- і полікристалічних зразках після загартування або тих, що утворюються на різних стадіях навантаження. Була використана установка УРС-55 із камерою РКВ-86. Зйомки рентгенограм обертання і качання були проведені у випромінюванні CuK_α . Спеціальний пристрій, що встановлювався на гоніометричну голівку, дозволяв проводити деформацію розтягуванням безпосередньо у рентгенівській камері. Ідентифікацію фазового складу розпилених порошків було проведено на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3 у випромінюванні CoK_α . Для визначення хімічного складу полікристалів був застосований рентгенівський мікроаналізатор JCHA *Superprobe-733* (JEOL). Визначення хімічного складу розпилених порошків було проведено в хімічній лабораторії ІПМ НАН України. Вміст металів вимірювали за стандартними методиками мокрого хімічного аналізу. Вміст вуглецю визначали методом кулонометрії, а вміст кисню — атомно-абсорбційним методом.

Для вивчення динаміки процесів деформування і протікання МП, наведених деформацією, були проведені спостереження поверхонь зразків в процесі їх навантаження безпосередньо в камері растрового електронного мікроскопу (JSM-T20, JEOL) і під оптичним мікроскопом у струбцинах, що імітували одновісне розтягування і трьохточковий згин.

Приведено загальний алгоритм розробленої автором дисертації оригінальної програми для підрахунку стереологічних параметрів по фотографіях. Описано спосіб отримання розпиленних порошків Cu-Al-Ni сферичної та чошуйкової форми шляхом розпилення електрода, що обертається, структуру і склад порошків. Розміри сферичних порошинок коливались в межах 50–250 мкм, із перевагою гладких правильних куль, а чошуйкові порошки мали довжину 3–4 мкм, середню лінію ≈ 1 мкм і були завтовшки 50–100 мкм.

У кінці глави описана послідовність виготовлення гладких циліндричних зразків для випробувань на розтягування і зразків у вигляді балочок з боковим електроіскровим надрізом для випробувань на трьохточковий згин. Монокристалічні балочки були вирізані із постійною орієнтовкою їх бокових граней відносно кристалографічних осей.

У третій главі приведені результати вивчення механічних властивостей і механізмів руйнування монокристалів сплаву Cu-Al-Ni двох складів при випробуваннях на розтягування і згин в інтервалі температур $-196 \dots +100^\circ \text{C}$.

Для випробувань на одновісне розтягування були вибрані монокристали у двох структурних станах. При кімнатній температурі зразки із сплаву С1 мали структуру β_1 -фази, а зразки із сплаву С2 — структуру мартенситної γ'_1 -фази. Випробування були проведені в інтервалі температур від -196°C до $+100^\circ \text{C}$ із середньою швидкістю навантаження $5 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$.

Узагальнення результатів механічних випробувань і рентгеноструктурного аналізу фаз, що утворюються на різних етапах деформації, показало, що у сплавах С1 і С2 спостерігається послідовність перетворень, що є типовою для монокристалів Cu-Al-Ni з

орієнтацією вісі розтягування $\langle 001 \rangle \beta_1$. Виявлено, що в монокристалах сплаву С1 в інтервалі температур $-100 \dots +100^\circ \text{C}$ є можливим протікання двох послідовних оборотних перетворень $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ і $\beta_1' \leftrightarrow \alpha_1'$, а при -196°C — переорієнтація варіантів γ_1' -мартенситу, а потім оборотні $\gamma_1' \leftrightarrow \beta_1''$ і $\beta_1'' \leftrightarrow \alpha_1'$ перетворення.

В роботі були виконані численні фрактографічні дослідження, і було виявлено, що для вивченої області температур випробувань поверхні руйнування зразків з вихідною (до навантаження) структурою β_1 -фази і мартенситної γ_1' -фази мають однотипний характер, а руйнування завжди відбувається в районі межі між першою і другою мартенситними фазами β_1' (або β_1'') і α_1' .

Як правило, злами мають характерну V-образну форму із симетричним розташуванням площин відносно продольної вісі зразка і з вуглом між площинами близьким до 90° , або є плоскими, причому вугол нахилу площини до подовжньої вісі зразка близький до 45° . На плоских зламах присутні тільки сліди руйнування здвигом і окремі ділянки ямочного руйнування, а на V-образних зламах на одній із сторін спостерігаються сліди здвигу, а на протилежній — сліди ямочного руйнування. Аналіз кристалографії зламів дозволив зробити висновок, що площини здвигу є площинами найгустішої упаковки мартенситних фаз, які є паралельними сімейству площин $\{110\}\beta_1$.

Джерелами руйнування служать поверхневі дефекти зразка. В процесі деформації від цих дефектів утворюються мікротріщини. Через їх наявність починається відрив, локалізований в межах одного прошарку мартенситної α_1' -фази, та здвиг вздовж іншої площини, нормальної до першої (рис. 1). При цьому формується злам, на якому рельєф в'язкого руйнування відповідає зоні відриву. Глибина ямок, що утворюються при відриві, корелює із товщиною прошарків, і виявляється майже незмінною для різних температур випробувань. При температурах вище кімнатної здатність матеріалу до суто здвигової деформації знижується, і фінальна частина процесу руйнування відбувається практично повністю шляхом відриву за в'язким ямковим механізмом.

В роботі було проведено оцінку температурної залежності енергії руйнування для сплавів С1 і С2 як площі S під діаграмами розтягування в координатах σ - ϵ . Було виявлено, що для сплавів С1 і С2 залежності $S(T)$ мають мінімум в районі інтервалів прямого і зворотного $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ перетворень (рис. 2). При температурах нижче інтервала МП S спадає з підвищенням температури, а вище інтервала МП — зростає.

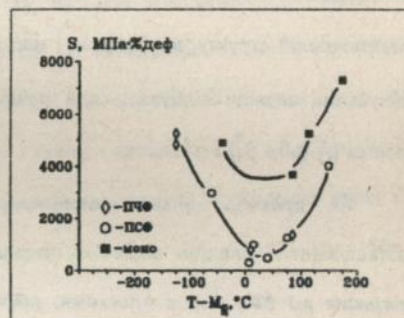
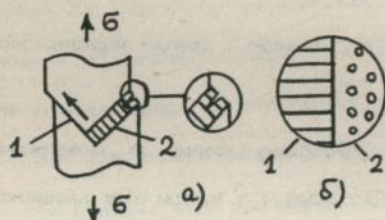


Рис. 1. Схема руйнування монокристалів. 1 — область здвигу, 2 — область відриву: а) початок руйнування від мікротріщини; б) поверхня руйнування, вид зверху.

Рис. 2. а) Порівняння енергії руйнування монокристалів і ГЕ-матеріалів.

У другій частині третьої глави наведено результати досліджень температурної залежності в'язкості руйнування і механізмів поширення тріщини при трьохточковом згині монокристалічних зразків із сплаву С1 з боковим надрізом. Для сплавів Cu-Al-Ni такі результати наводяться вперше.

В'язкість руйнування K_c підраховували за формулою $K_c = P Y_3 / t \sqrt{b}$, де P — навантаження в момент початку руйнування, b — ширина зразка, t — товщина зразка, c — довжина надрізу, $Y_3(c/b)$ — безрозмірна функція. Напруження σ_1 були розраховані

як розтягуючі напруження у вершині надрізу, а деформації ϵ_1 , — як відносне видовження матеріалу у вершині надрізу.

За характером змінення параметра K_c весь вивчений інтервал температур можна розділити на 3 області (рис. 3а), для яких на рис. 3б показано характерні криві деформації. Символом σ_1 на них позначено напруження, при якому спостерігається перегин на діаграмі, а символами σ_2 і σ_3 , — точки відхилення діаграми від лінійного закону змінення навантаження.

Помітна нелінійність діаграм навантаження свідчить, що вивчені сплави, строго кажучи, не задовольняють критеріям лінійної механіки руйнування (ЛМР) в жодному із температурних інтервалів 1–3, тобто виміряна в'язкість руйнування K_c не є критичним коефіцієнтом інтенсивності напруження, або тріщиностійкістю K_{Ic} у смислі ЛМР. Через це ми будемо використовувати отримані значення K_c , але лише для якісних оцінок, маючи на увазі вказане обмеження відносно тлумачення її конкретної величини.

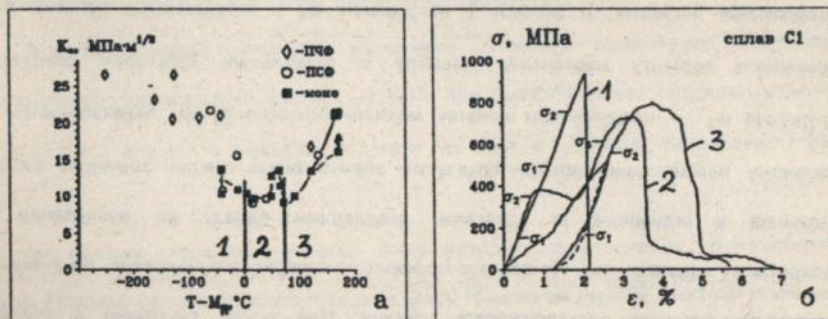


Рис. 3. а) Порівняння в'язкості руйнування монокристалів і GE-матеріалів.

б) Характерні діаграми навантаження для областей 1–3.

Узагальнення результатів візуальних спостережень при згинному навантаженні зразків з надрізом в струбціні і порівняння напружень σ_1 , σ_2 і σ_3 з напруженнями початку першого і другого МП при розтягуванні температурах σ_{Φ}^1 і σ_{Φ}^2 виявило наступні особливості процесів згинної деформації зразків з надрізом.

В області 3 при напруженні σ_1 починається $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ перетворення в зоні розтягування навколо надрізу, а нелінійна частина діаграми при $\sigma > \sigma_2$ обумовлена утворенням нової порції мартенситу деформації, але вже в зоні стискування. В області 2 при напруженні σ_1 утворюється γ_1' -фаза, причому і в зоні стискування, і в зоні розтягування, а при досягненні напруження σ_2 починається $\gamma_1' \rightarrow \beta_1''$ перетворення, при цьому відбувається помітна релаксація напружень. Коли температура випробувань близька до верхньої межі області 2, напруження σ_3 є напруженням початку $\beta_1'' \rightarrow \alpha_1'$ перетворення, а поблизу нижньої межі його слід пов'язувати з деформацією β_1'' -фази. Максимум на залежності $K_c(T)$ в області 2 обумовлений протіканням двох послідовних МП при згині, тоді як поза цим інтервалом температур відбувається єдине перетворення.

В області 1 до навантаження в зразках присутні кристали мартенситної γ_1 -фази з різними орієнтаціями (які є кристалографічно еквівалентними). Застосування методики повторного навантаження показало, що при першому навантаженні відбувається часткова переорієнтація варіантів. В області 1 напруження σ_1 є напруженням початку росту переважного варіанту мартенситу (варіанту із найбільшим фактором Шміда), а напруження σ_2 — напруженням початку міжмартенситного $\gamma_1' \rightarrow \beta_1''$ перетворення. При повторному навантаженні зразки показують значно більш високі значення в'язкості руйнування в порівнянні із зразками, доведеними одразу до руйнування при однократному навантаженні. Як показує морфологія поверхонь руйнування, це зумовлено затупленням вершини електроіскрової тріщини. Цей ефект фактично є способом підвищення механічних властивостей мартенситних зразків з дефектами шляхом їх навантаження до переорієнтації варіантів і розвантаження.

Неоднорідний розподіл напружень по перерізу зразка призводить до утворення терасовидного зламу, що поєднує відрив і здавг. Особливості поверхонь руйнування після згину добре укладаються у запропоновану схему руйнування монокристалів сплаву Cu-Al-Ni.

На деяких зразках були знайдені сліди докритичного росту тріщини. В таких випадках було виміряно підростання тріщини d_c , і з урахуванням його перераховано в'язкість руйнування K_c .

Крива на рис. 3а показує, що в області 1 в'язкість руйнування слабо спадає, а в області 2 спостерігається її локальний максимум, тобто проявляється ефект трансформаційного зміцнення. В області 3 із підвищенням температури відбувається монотонний приріст міцностних властивостей, зумовлений зростанням фазової границі плинності σ_ϕ .

Порівняння температурних залежностей в'язкості руйнування і енергії руйнування монокристалів при розтягуванні показує їх кореляцію. Таким чином, при $T < M_n$ і $T > A_n$ можлива оцінка ходу температурної залежності K_c за результатами випробувань на одновісне розтягування гладких зразків. Це свідчить про те, що протікання МП перетворення в області максимальної концентрації напружень у вершині надрізу призводить до релаксації напружень і затуплення тріщини.

В четвертій главі наведено результати вивчення механічних властивостей екструдованих полікристалів сплаву Cu-Al-Ni при випробуваннях гладких зразків на розтягування і зразків з боковим надрізом на згин в інтервалі температур $-100... +100^\circ \text{C}$.

На початку глави обгрунтовано вибір методики виготовлення полікристалічних зразків. Описано процес отримання сплавів Cu-Al-Ni шляхом гарячої екструзії розпиленних порошоків різної морфології в герметичних контейнерах, структуру і фазовий склад гаряче-екструдованих (ГЕ) матеріалів. Сплавам, отриманим із сферичних порошоків, було присвоєно найменування "ПСФ", а сплавам із чошуйкових — "ПЧФ".

Зеренна мікроструктура ГЕ-зразків мала аксіальну симетрію і складалася з волокон, розділених на окремі субзерна, які мали форму подовжених призм із рівновісним поперечним перерізом і були орієнтовані вздовж вісі зразка. ПЕМ дослідження (JEM-100CX, JEOL) показали, що в ГЕ-матеріалах була створена текстура з

віссю зони $\langle 110 \rangle \beta_1$, а положення надструктурних рефлексів свідчить про впорядкування структури β -фазних матеріалів за типом DO_3 . По тілу зерен були рівномірно розподілені частинки другої фази розміром 50–100 нм, ідентифіковані як гексагональна ω -фаза.

Для визначення розмірів зерен, на мікрофотографіях за допомогою пристрою вводу координат SQ-3100F, який працював від EOM під управлінням оригінальної програми автора дисертації, були виміряні довжини довільних хорд на перерізах зерен. За розмір зерна приймалась найбільш ймовірна довжина хорди. Було виявлено, що загальний характер мікроструктури не залежав від морфології вихідних порошків і від фазового складу зразків, але в сплавах ПЧФ розмір зерна був меншим, ніж у сплавах ПСФ. В цілому для всіх зразків розмір зерна знаходився в діапазоні 5–50 мкм.

Механічні випробування гладких ГЕ-зразків на одновісне розтягування були проведені в інтервалі температур від -75°C до $+100^\circ \text{C}$ зі швидкістю деформації $1,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. Температури випробувань для зразків кожної серії вибирались з урахуванням їх характеристичних температур так, щоб сумарний об'єм даних, отриманих на всіх серіях, перекривав діапазон значень параметра $\Delta T = T - M_n$ від -150°C до $+150^\circ \text{C}$. Вигляд діаграм навантаження був однаковим для β -фазних і для мартенситних зразків.

При розтягуванні зразків при деякому напруженні σ_1 спостерігається відхилення діаграми від лінійного закону змінення. При $\Delta T > 0$ (в стані β_1 -фази) руйнування сплаву починається незабаром після утворення перших кристалів мартенситу деформації при напруженні σ_1 . В цій області σ_1 лінійно зростає із підвищенням ΔT згідно рівняння Клапейрона–Клаузіуса, тому лінійно зростає і напруження руйнування. При $\Delta T < 0$ (в мартенситному стані) при напруженні σ_1 в об'ємі зразка спочатку починає рости один із варіантів мартенситу за рахунок інших варіантів, а при подальшому навантаженні також утворюється мартенсит деформації, що призводить до руйнування. В області $\Delta T < 0$ напруження σ_1 не залежить від температури, а напруження руйнування корелює з напруженням початку МП, яке згідно $\sigma-T$ діаграми має зменшуватися із підвищенням ΔT .

Температурна залежність напруження руйнування має загальний V-образний характер з мінімумом в області поблизу $\Delta T = 0$. Температурна залежність енергії руйнування сплавів ПЧФ і ПСФ, яка оцінювалась по площі S під діаграмами розтягування, також має вид кривої з мінімумом в цій області (рис. 2).

При однакових значеннях $|\Delta T|$ міцність і пластичність сплавів мартенситного складу вищі, ніж β -фазних, завдяки можливості акомодатії деформації на початковій стадії навантаження шляхом переорієнтації варіантів, на відміну від β -фазних зразків, в яких акомодатія може відбуватися тільки за рахунок утворення мартенситу деформації.

Механічні випробування ГЕ-зразків з боковим надрізом на трьохточковий згин були проведені в інтервалі температур $-100^{\circ}\text{C} \dots +100^{\circ}\text{C}$. Температури випробувань зразків із різних серій вибирались так, щоб параметр ΔT перекривав діапазон значень від -250°C до $+150^{\circ}\text{C}$. Швидкість пересування захватів випробувальної машини була такою самою, як при випробуваннях ГЕ-зразків на розтягування і монокристалічних зразків на згин. Вигляд діаграм навантаження був однаковим для β -фазних і для мартенситних зразків і нагадував діаграму згину для монокристалів в області 3 (рис. 36).

Слід відзначити, що після досягнення максимального навантаження і старту тріщини її катастрофічного росту не відмічено, і зниження навантаження відбувається ступінчасто, а кожна "сходинка" на діаграмі є результатом руйнування окремого зерна або кількох, розташованих поруч. Як і при розтягуванні, при згині руйнування ініціюється початком МП, тому напруження руйнування має немонотонну залежність від температури, із мінімумом в інтервалі МП.

У вивчених матеріалах подрібнювання зерен підвищує і міцність при розтягуванні, і в'язкість руйнування, що свідчить про існування залежності типу Холла-Петча. Аналогічну тенденцію виявляють деформація до руйнування і енергія руйнування при розтягуванні.

Мікромеханізми руйнування є схожими при розтягуванні і згині. В матеріалах з відносно слабкими поперечними межами тріщина розкриває найближчі до площини її

поширення межі, а в матеріалі із більш міцними поперечними межами зерна деформуються як єдине ціле, тому руйнування відбувається шляхом розділення зерен вздовж подовжних меж, в результаті чого з'являється зубчастий рельєф. У випадку утворення мартенситу деформації спостерігаються сліди здвигу і відриву на взаємно перпендикулярних ділянках на тому ж самому зерні. На решті зерен злам є плоским. В цілому, при $T < M_n$ зниження температури випробувань веде до підвищення відносної долі в'язкої складової на зламі, а при $T > M_n$ спостерігається поєднання внутризеренного сколу і хрупкого міжзеренного руйнування.

Результати проведеного в кінці четвертої глави порівняльного аналізу впливу температури на механічні властивості вивчених в роботі монокристалів і ГЕ-матеріалів показують, що кількість і повнота МП, що протікають при навантаженні, є основним фактором, який впливає на співвідношення між міцністю монокристалів і ГЕ-матеріалів. В свою чергу, повнота протікання перетворення в ГЕ-матеріалах залежить від міцності меж зерен. Чим більша кількість мартенситу деформації може утворитись в матеріалі, тем вищою буде його міцність.

Загальні тенденції змінення параметра S однакові і для моно-, і для полікристалів. Позаяк у вивчених монокристалах є можливим протікання двох послідовних МП при навантаженні, і їх загальна пластичність тому помітно вища, ніж у ГЕ-матеріалів, то $S_{\text{моно}}$ перевищує $S_{\text{полі}}$ (рис. 2).

При згині зразків з надрізом у всьому температурному інтервалі, за винятком інтервалу перетворення, критичні деформації монокристалів і ГЕ-зразків майже однакові. В області $\Delta T < 0$ значення K_c для полікристалів помітно перевищує відповідні значення для монокристалів, хоча в області $\Delta T > 0$ їх значення практично співпадають (рис. 3а).

В області $\Delta T > 0$ при випробуваннях монокристалів з надрізом на згин протяжні пластини мартенситу деформації стають місцями полегшеної деформації, причому розміри цих пластин залежать тільки від розподілу напружень у зразку. При згині полікристалів межі зерен визначають можливі розміри мартенситних пластин, що

утворюються. Однак в цій області єдиною можливістю аккомодатії напруження на межах зерен є утворення мартенситу деформації в сусідніх зернах, що виявляється малоімовірним. Як результат, у β -фазній області властивості моно- і полікристалів практично співпадають.

В області $|\Delta T| \approx 0$ протікання двох послідовних перетворень в монокристалах суттєво підвищує їх в'язкість руйнування і пластичність в порівнянні із ГЕ-матеріалами, в яких і в цій області є можливим єдине перетворення.

В мартенситній області $\Delta T < 0$ в об'ємі всіх зразків присутні різні варіанти мартенситу охолодження. При деформації зразків спочатку відбувається часткова переорієнтація варіантів, але через обмеженість їх розмірів в полікристалах для цього потрібні вищі напруження, ніж в монокристалах. Руйнування ініціюється утворенням мартенситу деформації із мартенситу охолодження, але в полікристалах все це відбувається при значно вищому рівні напружень. Якщо межі зерен є достатньо міцними, щоб в процесі навантаження на них не утворювались тріщини, то напруження руйнування (тобто і в'язкість руйнування K_c) в полікристалах виявляються помітно вищими, ніж в монокристалах. Оскільки початок руйнування залежить від ступеня деформації у вершині надрізу, то значення критичної деформації для моно- і полікристалів виявляються співпадаючими.

Таким чином, в мартенситному стані достатньо висока міцність меж зерен у вивчених ГЕ-матеріалах перешкоджає появі міжзеренних тріщин при утворенні мартенситу деформації, що призводить до підвищення в'язкості руйнування матеріалу.

Основні результати і висновки:

1. В широкому діапазоні температур випробувань на розтягування від -196°C до $+100^\circ \text{C}$, який містить інтервал прямого-зворотного мартенситного перетворення, злами монокристалів сплаву Cu-Al-Ni мають однаковий морфологічний характер. Незалежно від температури випробувань спостерігається V-образний злам, який поєднує відрив і здвиг вздовж взаємно перпендикулярних площин найгустішої упаковки мартенситу деформації.

Для випробувань на згин в тому ж температурному діапазоні є характерним терасовидний злам, який поєднує відрив і здвиг.

2. Температурна залежність енергії руйнування, що визначається як площа під кривою розтягування, має мінімум в районі інтервалу перетворення. Такий характер її поведінки визначається напруженнями початку першого мартенситного перетворення $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ або $\gamma_1' \rightarrow \beta_1''$, так як напруження утворення α_1' -мартенситу мало змінюється з температурою.

3. Температурна залежність в'язкості руйнування монокристалів сплаву Cu-Al-Ni має вигляд кривої з двома мінімумами на межах інтервалу мартенситного перетворення і максимумом в самому інтервалі.

4. Навантаження мартенситу охолодження до переорієнтації варіантів і наступне розвантаження підвищують опір руйнуванню зразків з надрізом. Така схема попередньої деформації може бути рекомендованою як засіб підвищення механічних властивостей зразків з дефектами.

5. Методом розпилення електрода, що обертається, виготовлено порошки сферичної і чошуйкової форми, із яких гарячою екструзією отримано матеріали з розміром зерна від 5 до 50 мкм. Псевдопружна поведінка чошуйкових порошоків ускладнює їх холодне компактування.

6. На температурній залежності усіх міцностних властивостей екструдованих зразків при розтягуванні і згині існує мінімум в інтервалі перетворення.

7. Межа плинності і в'язкість руйнування мають однакові температурні залежності. В мартенситному стані в'язкість руйнування екструдованих матеріалів в 1,5-2 рази перевищує в'язкість руйнування монокристалів.

8. Температурні залежності в'язкості руйнування і енергії руйнування гладких зразків при розтягуванні корелюють для монокристалів і гаряче-екструдованих полікристалів поза інтервалом перетворення.

9. Початок руйнування ініціюється утворенням мартенситу деформації при всіх температурах випробувань. Морфологія зламів відрізняється при $T > M_n$ і $T < M_n$. При $T < M_n$ із зниженням температури підвищується відносна частка в'язкої складової на

ламі, а при $T > M_n$ спостерігається співіснування внутризеренного сколу і хрупкого міжзеренного руйнування.

Основний зміст роботи викладено у наступних публікаціях:

1. Особенности деформации и разрушения сплава CuAlNi / Ю.Н.Коваль, И.А.Лушанкин, С.А.Фирстов, А.В.Черепин // *Металлофизика*. — 1991. — 13. — № 3. — С. 99—108.
2. Вязкость разрушения сплавов Cu-Al-Ni с эффектом памяти формы / Ю.Н.Коваль, И.А.Лушанкин, ... А.В.Черепин и др. // *Электронная микроскопия и прочность материалов: Сб. науч. трудов*. — К.: ИПМ АН УССР, 1991. — С. 104—111.
3. Разрушение сплавов Cu-Al-Ni с эффектом памяти формы / Ю.Н.Коваль, И.А.Лушанкин, ... А.В.Черепин и др. // "Мартенсит—91": Тезисы докладов Всесоюзной конференции "Мартенсит—91". Косов, Украина, 7—11 октября 1991 г. — К.: ИМФ АН Украины, 1992. — С. 105.
4. Fracture of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys / A.Cherepin, I.Lushankin, E.Pechkovsky et al. // "Мартенсит—91": Доклады Всесоюзной конференции "Мартенсит—91". Косов, Украина, 7—11 октября 1991 г. — К.: ИМФ АН Украины, 1992. — Р. 202—205.
5. Features of the deformation and fracture of CuAlNi alloy / Yu.N.Koval, I.A.Lushankin, S.A.Firstov, A.V.Cherepin // *Phys. Metals*. — 1992. — 11(2). — № 3. — Р. 404—417.
6. Черепин А.В., Куприн В.В., Кулак Л.Д. Свойства распыленных порошков и быстрозакаленных лент из сплава Cu-Al-Ni с эффектом памяти формы и изделий из них // *Электронная микроскопия и прочность материалов: Сб. науч. трудов*. — К.: ИПМ АН Украины, 1993. — С. 138—147.
7. Cherepin A., Lushankin I., Pechkovsky E. Transformation Toughening and Fracture of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys // *Fracture Mechanics: Successes and Problems: Coll. Abstr. ICF—8, Kiev, 8—14 June, 1993*. — Lviv: Karpenko Phys.-Mech. Inst., 1993. — 2. — Р. 22.
8. Cherepin A.V., Lushankin I.A., Pechkovsky E.P. Transformation Toughening and Fracture of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys // *Fracture Mechanics: Successes and Problems: Proc. ICF—8, Kiev, 8—14 June, 1993*. — Р. 700—706.
9. Cherepin A.V. On the orientational dependence of the fracture toughness and the microhardness of the monocrystalline Cu-Al-Ni SM alloy // *Электронная микроскопия и прочность материалов: Сб. науч. трудов*. — К.: ИПМ АН Украины, 1994. — Р. 1—7.

Handwritten signature

41-8086

АВ 30.397

АВ 30.397

Підп. до друку 23.05.94. Формат 60x84/16. Папір офс.
Друк. офс. Умов. друк. л. 1.3. Умов. фарб.-відб. 1.3
Обл.-вид. л. 1.0. Тираж 80 прим. Зам. 48

Інститут проблем матеріалознавства
ім. І.М.Францевича АН України
252680 Київ 680, дСП, вул.Кржижанівського,3.

Дільниця Оперативної поліграфії
Інституту проблем матеріалознавства
ім. І.М.Францевича АН України
252680 Київ 680, дСП, вул.Кржижанівського,3.