

PACS numbers: 62.20.de, 62.20.fg, 62.23.St, 64.70.Nd, 65.40.De, 81.30.Kf, 81.40.Jj

Вплив наночастинок на особливості перебігу мартенситного перетворення в зістарених стопах системи Cu–Al–Mn

А. М. Тітенко

*Інститут магнетизму НАН та МОН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36^б,
03142 Київ, Україна*

Когерентні наночастинок, яких успадковано мартенситними кристалами, змінюють параметри мартенситного перетворення. В роботі з'ясовано немонотонну зміну температурного гістерезису мартенситного $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'$ -перетворення зі збільшенням часу за фіксованої температури старіння. Вивчено вплив режимів старіння стопів системи Cu–Al–Mn на надпружну поведінку аустенітної та мартенситної фаз. Максимальна величина надпружної деформації, яку виявлено в аустенітному стані, відповідає мінімальній ширині температурного гістерезису мартенситного перетворення в стопах системи Cu–Al–Mn. Наявність наночастинок фази виділення збільшує напруження для утворення мартенситу в стопах Cu–Mn–Al у полі механічних напружень.

The coherent nanoparticles inherited by martensite crystals change parameters of martensitic transformation. This paper considers a non-monotonic behaviour of temperature hysteresis of martensitic $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'$ transformation at the increase of ageing time at the fixed temperature. The effect of Cu–Al–Mn alloys ageing regimes on superelastic behaviour of austenitic and martensitic phases are studied as well. The maximum value of superelastic strain in austenite state corresponds to a minimum width of martensitic-transformation temperature hysteresis for Cu–Al–Mn alloys. The presence of precipitation-phase nanoparticles increases a strain for the martensite formation in Cu–Mn–Al alloys under mechanical-stress field.

Когерентные наночастицы, которые унаследованы мартенситными кристаллами, изменяют параметры мартенситного превращения. В работе выявлено немонотонное изменение температурного гистерезиса мартенситного $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'$ -превращения с увеличением времени при фиксированной температуре старения. Изучено влияние режимов старения сплавов системы Cu–Al–Mn на сверхупругое поведение аустенитной и мартенситной фаз. Максимальная величина сверхупругой деформации, которая обна-

ружена в аустенитном состоянии, соответствует минимальной ширине температурного гистерезиса мартенситного превращения в сплавах системы Cu–Al–Mn. Наличие наночастиц фазы выделения увеличивает напряжение для образования мартенсита в сплавах Cu–Mn–Al в поле механических напряжений.

Ключові слова: аустеніт, мартенсит, надпружність, гістерезис, наночастинки.

(Отримано 9 грудня 2013 р.)

1. ВСТУП

Стопи з ефектом пам'яті форми викликають значну зацікавленість як перспективні матеріали функціонального призначення. Стопи з термопружним мартенситом за певних умов демонструють надпружні властивості [1, 2]. Найбільш яскраво це виявляється в стопах на мідній основі. В багатьох стопах на основі Cu (Cu–Al, Cu–Al–Ni, Cu–Al–Mn, Cu–Zn–Sn) при мартенситних переходах виявлено явище надпружності, тобто властивість матеріалу накопичувати значні зворотні деформації за рахунок утворення та росту мартенситних кристалів у полі механічних напружень [1, 2].

Високотемпературна β_1 -фаза бінарних і потрійних мідно-алюмінієвих стопів, впорядкована за типом DO_3 , має ОЦК-структуру. Мартенситні фази, що реалізуються в стопах з різним вмістом, являють собою щільнопаковані структури, які відрізняються порядком укладання щільнопакованих площин: $\beta_1(3R)$ або $\gamma(2H)$. Кристалічна структура, що утворюється при деформації розтягом в області температур стабільності β_1 -фази, визначається температурою, при якій виконується деформація, а також орієнтуванням вісі розтягу [3]. Старіючі стопи Cu–Mn–Al, що вирізняються оригінальними магнітними характеристиками, зазнають також мартенситного перетворення (МП). Шляхом термічного оброблення можна формувати системи наноферромагнітних включень, розміщених у неферромагнітній матриці. В процесі старіння стопу Cu–Mn–Al в матриці $(\text{Cu–Mn})_3\text{Al}$ утворюються достатньо малі когерентні наночастинки фази Cu_2MnAl , розмір яких істотно менше розміру критичного зародка мартенситу [4]. Деформація ґратниці при МП, як відомо, є в основному деформацією зсуву, що призводить до деформації зсуву матеріалу наночастинок, розміщених у межах мартенситних кристалів. Необхідними умовами для забезпечення надпружної деформації (НД) є невелика величина об'ємних $\Delta V_{A \rightarrow M}/V_A$ змін (A — аустеніт, M — мартенсит) при МП, наявність зсувного компонента деформації та висока межа плинності σ^m матричної фази [5]. Висока σ^m сприяє збереженню когерентності при русі міжфазних меж A – M .

Серед мідно-алюмінієвих стопів найбільшу енергію дефектів пакування (21 ерг/см^2) і найбільше напруження відколу $\tau_0 = 155\text{--}158 \text{ МПа}$, яке діє в системі $(001)[100]_m$, мають стопи, леговані Mn [6]. В свою чергу, порівняно висока енергія дефектів пакування обмежує міжмартенситний механізм деформації. Характер деформування для монокристалів істотно відрізняється від полікристалів. Для перетворення в монокристалах достатньо одного кристалографічного варіанту мартенситу, тоді як у полікристалах в різних областях кожного окремого зерна мають виникати кристали декількох (у загальному випадку п'ятьох) різних орієнтувань через обмеження деформації з боку сусідніх зерен. Концентрація напружень біля меж зерен призводить до виникнення невідновлюваної деформації і перешкоджає повній реалізації ефекту надпружності, а сама надпружня поведінка характеризується напругою σ^m і деформацією ε^m НД.

Величина нахилу кривих напруга σ^m –деформація ε^m в області перетворення пов'язана з величиною напруги, яка необхідна для зародження мартенситу. «Плато» з нульовим коефіцієнтом зміцнення виникають на кривих σ – ε для монокристалічних зразків, в яких утворюється мале число пластин мартенситу [6].

Метою цієї роботи є дослідження впливу наночастинок, які утворюються при різних режимах старіння аустеніту, на надпружню поведінку стопів системи Cu–Al–Mn залежно від положення температури індукування мартенситу відносно температур МП, величини температурного гістерезису МП, розміру зерен аустеніту у вибраних стопах. Для ідентифікації мартенситу деформації використовували одночасну реєстрацію зміни механічних характеристик і електроопору або магнітної сприйнятливості.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для дослідження було обрано стопи Cu–Al–Mn наступних складів: 1) Cu–13,1Al–4,5Mn (ваг. %); 2) Cu–12,4Al–5,03 Mn (ваг. %), яких було виплавлено в індукційній печі в атмосфері аргону. Після гомогенізувального відпалу при 1123 К на протязі 10 годин зразки гартували у воді, після чого старили при 498 К впродовж 1–7 год. Характеристичні температури МП у стопах визначалися за температурними залежностями дійсної частини $\chi'(T)$ динамічної складової магнітної сприйнятливості і електроопору чотироточковою метою з точністю $\pm 3 \text{ К}$. Режими запропонованої термообробки та характеристичні температури МП наведено в табл. 1. За допомогою дилатометрії визначали величини об'ємних ефектів перетворень, а також значення ЛКТР (лінійного коефіцієнта теплового розширення) високо- й низькотемпературних фаз. Механічні властивості стопів досліджували при випробуваннях на розтяг зі швидкістю деформації $\dot{\varepsilon}/t \cdot 4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (t — час деформації в сек.). Зразки мали ци-

ТАБЛИЦЯ 1. Характеристичні температури МП стопів Cu–Al–Mn.

Термообробка стопу	M_s , К	M_f , К	A_s , К	A_f , К	$T_0 = (M_s + A_f)/2$	ΔT , К
Стоп 1, гарт. 1123 К	176	165	197	213	194,5	37
498 К, 1 год.	197	193	222	232	214,5	35
498 К, 2 год.	203	193	222	233	218	30
498 К, 3 год.	222	210	223	234	228	12
498 К, 5 год.	227	213	225	245	236	18
Стоп 2, 498 К, 2 год.	265	243	250	288	276,5	23
498 К, 3 год.	273	246	281	291	282	18
498 К, 5 год.	276	241	283	303	286,5	27
498 К, 6 год.	276	255	283	301	288,5	25
498 К, 7 год.	276	255	283	303	289,5	27

Примітка: M_s , M_f , A_s , A_f — характеристичні температури МП; $\Delta T = A_f - M_s$ — гістерезис МП, де A_f — температура завершення зворотного $\gamma' \rightarrow \beta_1$ -перетворення, M_s — температура початку прямого $\beta_1 \rightarrow \gamma'$ -перетворення.

ліндричну форму довжиною робочої частини 10 мм і діаметром 0,6 мм. Одночасно із записом залежностей σ – ε в процесі деформації стопів Cu–Al–Mn реєстрували зміну залежностей $\chi'(\varepsilon)$ або $\rho/\rho_{\max}(\varepsilon)$.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У випадку досліджуваних стопів Cu–Al–Mn, спостерігається підвищення M_s — температури початку прямого $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'$ -перетворення при збільшенні часу відпалу, і одночасно змінюється гістерезис МП ΔT . Підвищення M_s при збільшенні часу старіння в даному випадку пояснюється збідненням β_1 -матриці манганом, яке для стопу 2 є більш значним через більший вміст Mn [7]. По мірі збільшення часу старіння від 1 год. до 3 год. гістерезис МП зменшується і набуває свого мінімуму, що є характерним для обох стопів [8]. При збільшенні часу старіння (більше 4 год.) гістерезис зростає, що пов'язано із збільшенням розміру наночастинок, що, в свою чергу, створює умови для утворення дислокаційних петель на межовій поверхні між мартенситною матрицею і наночастинами та втрати когерентності.

Для з'ясування характеру перебігу фазових перетворень у стопах Cu–Al–Mn розглянемо термодинамічні аспекти. Утворення нової фази мартенситного кристалу, відповідно до уявлень Г. В. Курдюмова, в твердому стані супроводжується не тільки зниженням об'ємної енергії, але і появою поверхневої і енергії пружної деформації. За відсутності зовнішніх напружень вираз для рушійної сили МП у загальному випадку характеризується зміною Гельмгольцо-

вої вільної енергії:

$$\Delta F_{\text{м.п.}} = \Delta F_G + \Delta F_s + \Delta F_e, \quad (1)$$

де ΔF_e — пружня енергія спотворень кристалічної ґратниці, яка визначається різницею об'ємів аустеніту і мартенситу; ΔF_s — поверхнева енергія роздільної межі мартенситу і аустеніту. Пружня енергія F_e складається з двох доданків $F_e = F_m + F_i$, де F_m — пружня енергія власне мартенситного кристала в аустенітній матриці, а F_i — енергія пружної взаємодії даного мартенситного кристала з іншими. Із виразу (1) випливає, що перетворення відбувається за умови $\Delta F_G < 0$ і стимулює перебіг перетворення, а доданки $\Delta W_s > 0$, $\Delta F_e > 0$ перешкоджають перебігу МП. Для стопів систем Cu–Zn, Cu–Al різниця об'ємів мартенситу і аустеніту становить від 0,25 до 0,4%, а напруги, що стискають мартенсит, мають значення $\sigma_e = 250\text{--}400$ МПа при модулі пружності на рівні $E \approx 100$ ГПа [5].

В мідно-алюмінієвих стопах стан термодинамічної рівноваги відповідає мінімуму Гельмгольцової вільної енергії з виконанням відповідної умови:

$$\Delta F_{\text{м.п.}} = -V\Delta f + S\sigma + \Delta F_e, \quad (2)$$

де V — об'єм кристала, який утворюється; Δf — різниця питомих вільних енергій аустенітної і мартенситної фази; S — площа поверхні новостворюваного кристала; σ — міжфазна енергія одиниці поверхні.

Якщо над системою виконується робота зовнішніми силами, то в стані термодинамічної рівноваги мінімізується Гіббсів потенціал $G = F - A$, де A — робота зовнішніх сил. Для випадку одновісного розтягу $A = \sigma Q \Delta l$ (σ — напруга, Q — площа поперечного перерізу, Δl — подовження зразка). Шляхом підстановки, помноживши і розділивши на l , одержуємо кінцевий вираз: $A = \sigma Q l / l = \sigma V \varepsilon$, де V — об'єм, ε — відносне подовження зразка). Таким чином, зміна Гіббсового термодинамічного потенціалу при фазовому переході в полі зовнішнього одновісного навантаження набуває вигляду: $\Delta G = \Delta F - \sigma V \varepsilon$. Якщо записати $\Delta F = \Delta G|_{\sigma=0} = \Delta G_0$, остаточно для індукованого МП:

$$\Delta G_{I.\text{м.п.}} = \Delta F - \sigma V \varepsilon. \quad (3)$$

Під впливом прикладених до матеріалу зразка напружень виникають ті варіанти орієнтувань, для яких робота зовнішніх напружень становить максимальне значення, а прикладені напруги сприяють максимальним переміщенням сприятливо орієнтованих кристалів. Про спільний характер пластичної деформації і МП свідчить чутливість МП при прикладанні зовнішніх напружень, при

цьому розтягнення стимулює МП, що підтверджується формулою (3), а стиснення — перешкоджає його протіканню.

На рисунку 1 зображено криву температурної залежності електроопору стопу 1 при старінні 3 год. з мінімальним гістерезисом МП, де цифрами позначено області деформування, в яких визначалася механічна поведінка стопів. Для вивчення було обрано наступні те-

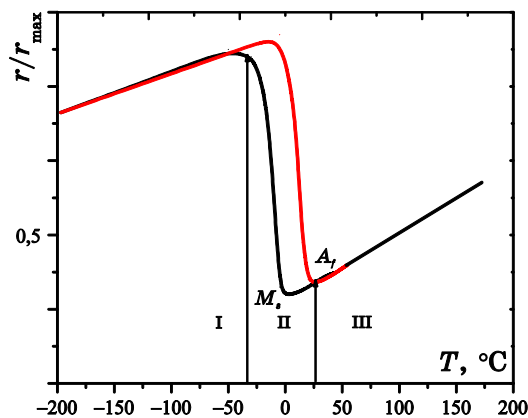


Рис. 1. Крива температурної зміни електроопору стопу 1 при старінні 3 год. (римськими цифрами позначено області деформування).

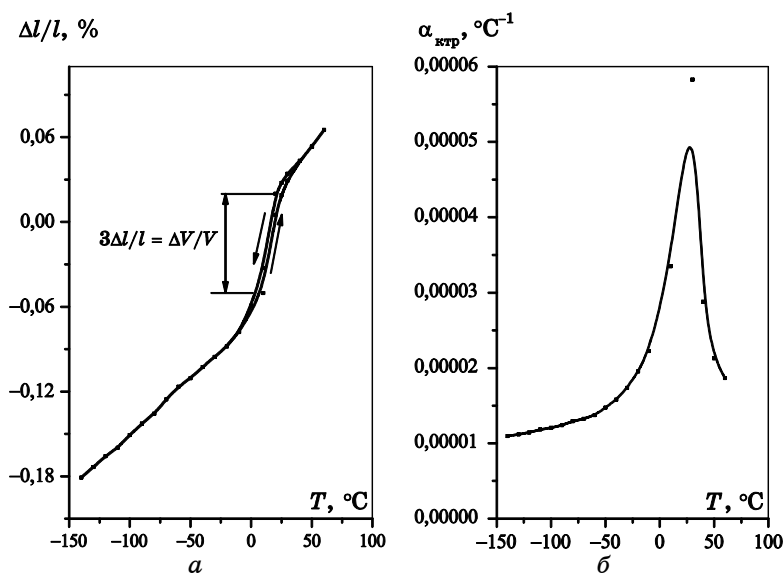


Рис. 2. Дилатограма в області температур перетворення стопу 2 при старінні 3 год. (а); температурні залежності термічного коефіцієнту лінійного розширення ТКЛР $\alpha_{\text{крп}}$ та $\alpha_{\text{диф}}$. (б).

мпературні інтервали: $M_f < T_d$ (I), $M_f < T_d < A_f$ (II), $T_d > A_f$ (III), яких позначено римськими цифрами на рис. 1.

На рисунку 2 представлено дилатограму в області температур перетворення для стопу 2, а також ТКЛР, значення яких визначали за формулами: середнього ТКЛР $\alpha_{\text{ср.}}$ ($\alpha_{\text{ср.}} = 1/l_0(l_t - l_0)/(t - t_0)$) і диференційного ТКЛР $\alpha_{\text{диф.}}$ ($\alpha_{\text{диф.}} = 1/l_t(l_t - l_0)/(t - t_0)$), де l_0 , l_t — лінійне видовження при вихідній та вимірювальній температурі t_0 , t відповідно. Визначені показники $\alpha_{\text{ср.}}$, $\alpha_{\text{диф.}}$ фактично повністю збігаються (рис. 2, б), а в температурному інтервалі перетворення спостерігається аномалія різкого збільшення ТКЛР. При досягненні температури M_s , за даними $\Delta l/l_0$, відбувається зменшення розмірів зразка, величина якого $\Delta V_{A \rightarrow M}/V_A$ сягає рівня $-0,24$ – $-0,27\%$ і майже не залежить від обраної термообробки. Для обох стопів відмічено однакову тенденцію в поведінці відносного видовження від вибраних режимів термообробки.

Деформаційна поведінка при пластичній деформації стопів має спільний характер і для індукованого фазового перетворення. Початок пластичної течії визначається умовою пластичності, перехід від пружної деформації до пластичної відбувається в момент, коли інтенсивність зсувних напружень σ_i досягає деякого критичного значення σ_r , який визначається структурою і температурою матеріалу.

Необхідними умовами для реалізації МП при охолодженні від температури є досягнення критичних значень внутрішніх напружень у матеріалі $\sigma_{\text{кр.}}(T) = \sigma_{\text{ф.п.}}(T) + \sigma_s(T)$ та наявність малої анізотропії кристалічної ґратниці зерна. Анізотропія пружних властивостей кристалічної ґратниці є природною властивістю, а внутрішня напруга в стопах може бути викликана структурними чинниками. В нашому випадку велику напругу створюють наночастинки фази виділення. Молекулярні виділення, як правило, малорухливі і практично не мають тенденції до зростання. Внаслідок цього не відбувається і релаксація напруги, обумовлена коагуляцією наночастинок. Внутрішня напруга в стопі, пов'язана з утворенням другої фази, виникає саме в момент виникнення нової фази і від температури. Чим вища температура виділення наночастинок, тим вище зміцнення. Окрім цього, старіння сприяє збільшенню критичного напруження утворення мартенситу деформації і значно змінює саму діаграму деформування [10, 11].

Розглянемо деформаційну поведінку вибраних стопів. На рисунку 3 представлено криві напруження–деформація при різних температурах деформування. При деформуванні в області I (рис. 3, д, е) у вихідному стані вже перебуває мартенсит охолодження, який для полікристалів через самоакомодацію складається з кристалів різної орієнтації, що забезпечує мінімальну величину вільної енергії та деформації перетворення, під дією одновісного навантаження пос-

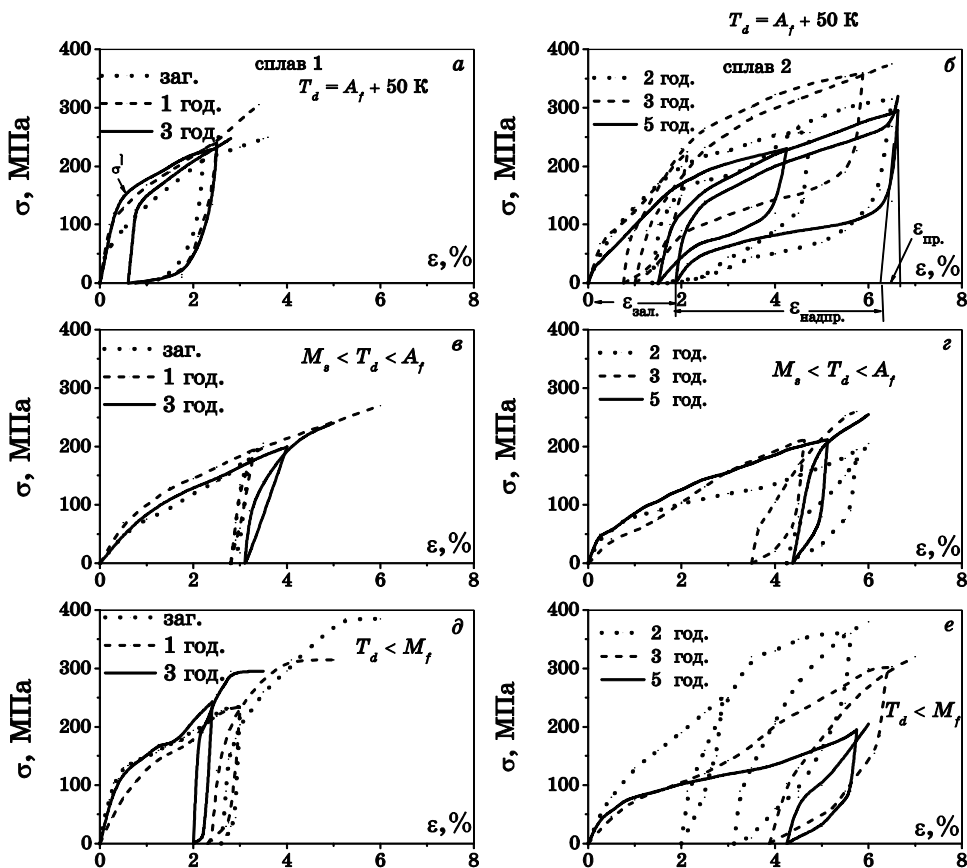


Рис. 3. Криві $\sigma = f(\epsilon)$ стовів 1 (а, в, д) та 2 (б, г, е) при різних температурах деформування.

тупово перетворюється на мартенсит з одним вибраним орієнтуванням, а зворотний процес при розвантаженні практично не відбувається. Відновлювана деформація досягає 2% і обумовлена в основному рухом двійників мартенситу.

Область деформування II. В цій області має місце відмінна деформційна поведінка (рис. 3, в, г). З наближенням до температури M_s відбувається сильне розм'якшення модуля зсуву $C' = 1/2(C_{11} - C_{12})$ при високій пружній анізотропії $A = C_{44}/C'$, що спричиняє втрату стійкості ґратниці до зсуву в системі $\{110\} \langle 110 \rangle$ і низькі значення накопиченої енергії. При виконанні механічних досліджень при $M_f < T < A_f$ (в цьому випадку утворений при навантаженні мартенсит деформації залишається при розвантаженні). При наближенні до температури M_s знижується напруження виникнення мартенситу деформації. Крім того, довжина зразків не відновлюється при

розвантаженні. Повторний цикл навантаження відбувається вже на тлі залишкової деформації $\varepsilon \approx 3\text{--}4\%$.

Після досягнення напруги індукування мартенситу деформації σ^m (рис. 3, а), круто змінюється хід кривої при відхиленні від прямолінійної ділянки, це супроводжується деформаційним зміцненням, і для появи додаткової кількості мартенситу матеріал потребує більшої напруги. В зразку виникають високі внутрішні пружні напруження, і внаслідок акомодатії деформації в зразку зростає напруга, протидійна прикладеній нарузі. НД у цій області має невелику величину.

Область III. Надпружня поведінка спостерігається при утворенні мартенситу деформації в області температур, де за відсутності напруги, він є нестабільним (рис. 3, а, б). У цьому випадку деформація, накопичена при навантаженні, зникає при розвантаженні, коли мартенсит деформації перетворюється на матричну фазу. Велика частина відновлюваної деформації обумовлена зворотним МП і пов'язана з макроскопічною деформацією зсувом, викликаним перетворенням. При прикладанні напруги до матриці буде зароджуватися мартенсит і реалізовуватися той кристалографічний варіант мартенситу (або ті варіанти), для якого наведене дотичне напруження в площині габітусу і в напрямку зсуву є максимальним [13].

Із експериментальних кривих встановлено, що з підвищенням температури деформування підвищується напруження індукування мартенситу деформації відповідно до рівняння Клаузіуса–Клапейрона:

$$d\sigma_{\text{кр}}/dT = -\Delta S/\varepsilon_0 = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0, \quad (4)$$

де T_0 — температура хімічної рівноваги фаз; ε_0 — деформація перетворення; ΔS , ΔH — зміна ентропії і ентальпії при фазовому переході відповідно. Температурна залежність напруження, що ініціює фазовий перехід при розтягу, добре апроксимується прямою лінією, а значення приросту складає $d\sigma_{\text{кр}}/dT = 1,375$ МПа/К для стопу 2 та $d\sigma_{\text{кр}}/dT = 1,545$ МПа/К для стопу 1 (рис. 4). Кожен подальший цикл навантаження зразка при одній температурі супроводжується зростанням критичної напруги утворення мартенситу, що є наслідком сумісної дії як механічного, так і фазового наклепу. При більш високих температурах навантажування пластична деформація матриці випереджає появу мартенситу, і частина деформації стає невідновлюваною. Надпружню поведінку стоп 2 демонструє аж до температур на 180°C вище за A_f , а стоп 1 — на 150°C . Площа, обмежена на графіках петлею, пропорційна величині втрат при внутрішньому терті. Основна частка розсіяної енергії при деформації обумовлена тертям, пов'язаним зі зворотнім рухом мартенситних меж у матеріалі. У полікристалах не відбувається повної монодомениза-

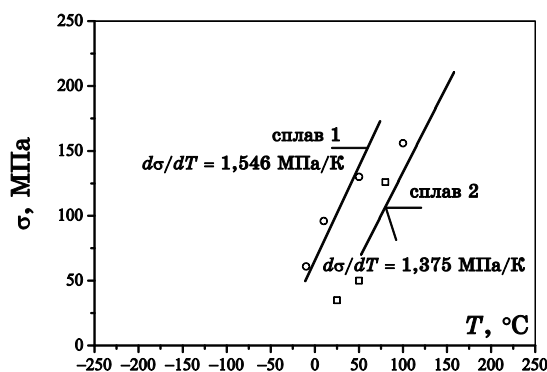


Рис. 4. Фазова діаграма стабільності аустенітної та мартенситної фаз стопів.

ції, а формується текстура з найбільш сприятливим орієнтуванням.

В таблиці 2 наведено результати випробувань механічних характеристик стопів Cu–Al–Mn в області температур $T_d = A_f + 50$ К, де, зокрема, представлено значення відновлюваної деформації та відношення відновлюваної деформації до повної.

У загальному випадку зменшення величини зерна призводить до підвищення напруження утворення мартенситу деформації і заглушує стадію легкого ковзання, збільшуючи коефіцієнт деформаційного зміцнення.

Величина незворотньої деформації по межах зерен і в потрійних стиках зростає в міру зменшення розміру зерна. Величина НД залежить від кристалографічних параметрів, не тільки від розміру зерна, але й від форми зерен і їх орієнтації, а також співвідношення $m = L/D$ (де L — розмір середнього зерна, а D — товщина зразка). Для нашого випадку величина L/D (для стопу 1 $m_1 = 2,66$, для стопу

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні характеристики стопів Cu–Al–Mn в області температур $T_d = A_f + 50$ К.

Термообробка	σ_c , МПа	ε_1 , %	$\varepsilon_1/\varepsilon_t$
Стоп 1, гарт. 1123 К	50	1,3	0,45
498 К, 2 год.	98	1,8	0,70
498 К, 3 год.	170	2,0	0,76
498 К, 5 год.	116	1,8	0,70
Стоп 2, 498 К, 2 год.	160	2,8	0,60
498 К, 3 год.	215	5,0	0,85
498 К, 5 год.	150	4,5	0,72

Примітка: де σ_c — критична напруга утворення мартенситу деформації; ε_1 — деформація, відновлювана при розвантаженні; ε_t — повна деформація.

2 $m_2 = 5,66$) виявляє тенденцію до зростання НД у стопі 2 і має добре узгодження з результатами [14, 15] для стопів Cu–Al–Mn.

4. ВИСНОВКИ

Наявність наночастинок фази виділення, коли їх розмір достатньо малий, щоб забезпечити збереження когерентного зв'язку ґратниць наночастинок та мартенситу, який їх успадковує, посилює виявлення ефекту надпружності.

Максимальне значення надпружної деформації відповідає мінімальній ширині температурного гістерезису мартенситного перетворення. Враховуючи, що ширина гістерезису істотно залежить від об'ємної частки та розміру наночастинок, виникає можливість змінюючи режим термообробки, керувати не тільки шириною гістерезису, але і значенням надпружної деформації старіючих стопів з пам'яттю форми.

Із збільшенням часу старіння збільшується напруга утворення мартенситу деформації і набуває максимального значення при мінімальній ширині температурного гістерезису.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. *Эффект памяти формы в сплавах: Сборник* (Ред. В. А. Займовский) (Москва: Металлургия: 1979).
2. Л. Г. Хандрос, И. А. Арбузова, *Металлы, электроны, решётка: Сборник статей* (Киев: Наукова думка: 1975), с. 109.
3. R. Otsuka, H. Sakamoto, and K. Shimizu, *Acta Met.*, **27**: 585 (1979).
4. В. В. Кокорин, *Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах* (Киев: Наукова думка: 1987).
5. A. Saneiro and M. Chandrasekaran, *Scr. Met.*, **22**: 1797 (1988).
6. И. А. Лушанкин, В. В. Мартынов, Л. Г. Хандрос, *Физ. мет. металловед.*, **62**: 338 (1986).
7. И. А. Арбузова, Л. В. Титов, Л. Г. Хандрос, *Металлофизика*, **69**: 83 (1977).
8. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки, *Сплавы с эффектом памяти формы* (Москва: Металлургия: 1990).
9. V. V. Kokorin, L. E. Kozlova, and A. N. Titenko, *Scr. Met.*, **47**: 499 (2002).
10. Y. F. Hsu and W. H. Wang, *Materials Characterization*, **48**: 1 (2002).
11. N. Suresh and U. Ramamurty, *Materials Science and Engineering A*, **454–455**: 492 (2007).
12. K. Niitsu, T. Omori, and R. Kainuma, *Materials Transactions*, **52**, No. 8: 1713 (2011).
13. Y. Chen and C. A. Schuh, *Acta Met.*, **59**: 537 (2011).
14. Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma, and K. Ishida, *J. Phys. IV*, **112**: 511 (2003).
15. Y. Sutou, T. Omori, A. Furukawa, Y. Takahashi, R. Kainuma, K. Yamauchi, S. Yamashita, and K. Ishida, *J. Biomed. Mater. Res. Part B: Appl. Biomater.*, **69B**: 64 (2004).

REFERENCES

1. *Shape-Memory Effect in Alloys* (Ed. V. A. Zaimovskiy) (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
2. L. G. Khandros and I. A. Arbuzova, *Metals, Electrons, Lattice: Collected Articles* (Kiev: Naukova Dumka: 1975), p. 109 (in Russian).
3. R. Otsuka, H. Sakamoto, and K. Shimizu, *Acta Met.*, **27**: 585 (1979).
4. V. V. Kokorin, *Martensitic Transformations in Heterogeneous Solid Solutions* (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
5. A. Caneiro and M. Chandrasekaran, *Scr. Met.*, **22**: 1797 (1988).
6. I. A. Lushankin, V. V. Martynov, and L. G. Handros, *Fiz. Met. Metalloved.*, **62**: 338 (1986) (in Russian).
7. I. A. Arbuzova, L. V. Titov, L. G. Handros, *Metallofizika*, **69**: 83 (1977) (in Russian).
8. K. Oocuka, K. Simidzu, Ju. Sudzuki, *Alloys with Shape-Memory Effect* (Moscow: Metallurgiya: 1990) (Russian translation).
9. V. V. Kokorin, L. E. Kozlova, and A. N. Titenko, *Scr. Met.*, **47**: 499 (2002).
10. Y. F. Hsu and W. H. Wang, *Materials Characterization*, **48**: 1 (2002).
11. N. Suresh and U. Ramamurty, *Materials Science and Engineering A*, **454–455**: 492 (2007).
12. K. Niitsu, T. Omori, and R. Kainuma, *Materials Transactions*, **52**, No. 8: 1713 (2011).
13. Y. Chen and C. A. Schuh, *Acta Met.*, **59**: 537 (2011).
14. Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma, and K. Ishida, *J. Phys. IV*, **112**: 511 (2003).
15. Y. Sutou, T. Omori, A. Furukawa, Y. Takahashi, R. Kainuma, K. Yamauchi, S. Yamashita, and K. Ishida, *J. Biomed. Mater. Res. Part B: Appl. Biomater.*, **69B**: 64 (2004).