

PACS numbers: 61.72.Mm, 62.20.fg, 64.70.Kd, 64.75.Op, 81.05.Bx, 81.30.Kf

Дослідження у разі старіння функціональних властивостей стопу системи Cu–Al–Mn, легованого Co

I. Р. Бублей, Ю. М. Коваль, О. А. Ліхачов, Т. Г. Сич, О. В. Зацарна

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Проведено дослідження зміни фізико-механічних характеристик і величини деформації за мартенситним механізмом термообробленого стопу Cu–30,3 ат.% Al–4,5 ат.% Mn–5,1 ат.% Co. Витоплений стоп піддавали гомогенізувальному відпалу за 973 К протягом 5 год та охолодженню з піччю. Загартовані зразки піддавали ступінчастій термообробці: відпустку за різних постійних температур в інтервалі 473–573 К. Встановлено, що у разі старіння стопу в температурному інтервалі 470–530 К відбувається збільшення деформації у разі мартенситного перетворення (МП), що може бути результатом релаксації внутрішніх напружень внаслідок виділення частинок феромагнетної фази Cu_2MnAl під час ізоструктурного розпаду та полегшення переорієнтації кристалів мартенситу у разі МП. Показано, що в загартованому і потім підстареному за температури 473 К зразку стопу Cu–Al–Co–Mn величина деформації у разі мартенситного перетворення значно вища, ніж у зразках стопів Cu–Al–Co і Cu–Al–Mn близького складу, підданих такій самій обробці, що робить можливим ефективніше використовувати такі стопи у промисловості.

Ключові слова: температура мартенситного перетворення, деформація, прогинання, розпад, частинки.

The change in the physic-mechanical characteristics and the strain by the

Corresponding author: Iryna Roaldivna Bublely
E-mail: bublely@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: I. R. Bublely, Yu. N. Koval, A. A. Likhachev, T. G. Sych, and A. V. Zatsarnaya, Investigation at Aging of Functional Properties of Alloy of Cu–Al–Mn System Alloyed with Co, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43, No. 12: 1627–1637 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.12.1627](https://doi.org/10.15407/mfint.43.12.1627).

martensitic mechanism in the heat-treated Cu–30.3 at.% Al–4.5 at.% Mn–5.1 at.% Co alloy are investigated. The melted alloy is subjected to homogenizing annealing at 973 K for 5 h and cooling with a furnace. Hardened samples are subjected to stepwise heat treatment: tempering at various constant temperatures in the 473–573 K range. It has been established, that during aging of the alloy in the 470–530 K temperature range, an increase in deformation occurs during MT, which may be a result of internal stresses relaxation during the Cu₂MnAl ferromagnetic particles precipitation during isostructural decomposition and facilitating the re-integration of martensite crystals at MT. It is shown that in the quenched and then aged at 473 K the Cu–Al–Co–Mn alloy sample, the strain during martensite transformation significantly exceeds that in samples of Cu–Al–Co and Cu–Al–Mn alloys of similar composition, subjected to the same treatment, which makes possible more efficient use of such alloys in industry.

Key words: martensite transformation temperature, deformation, deflection, decomposition, particles.

(Отримано 17 жовтня 2019 р.; остаточн. варіант — 22 жовтня 2021 р.)

1. ВСТУП

Стопи на основі Cu–Al мають ефект пам'яті форми (ЕПФ) [1, 2]. Вивченню і широкому застосуванню стопів Cu–Al–Mn у промисловості сприяє те, що їхня собівартість набагато нижча, ніж у стопів на основі Ti–Ni.

Відомо [1], що поява неоднорідностей у початковій фазі в результаті евтектоїдного розпаду у разі старіння стопів на мідній основі призводить до істотного погіршення механічних властивостей і неповного відновлення ЕПФ. Тому основними способами поліпшення характеристик МП стопів на основі міді є зниження ступеня неоднорідності вихідної фази шляхом цілеспрямованого вибору складу і відповідної термообробки.

У роботі [3] нами встановлено, що легування стопів Cu–Al–Mn кобальтом в кількості до 7 ат.%, хоча і підвищує ступінь неоднорідності вихідної фази, одночасно призводить до уповільнення процесів розпаду β-фази і більш плавної зміни характеристик МП у разі старіння. Також встановлено [4], що у загартованому і потім підстареному за температури 473 К зразку стопу Cu–Al–Co–Mn величина деформації у разі мартенситного перетворення значно відрізняється від такої у зразках стопів Cu–Al–Co і Cu–Al–Mn близького складу.

Мета цієї роботи полягала у встановленні причин зміни фізико-механічних характеристик і величини деформації за мартенситним механізмом у термообробленому стопі Cu–Al–Mn–Co.

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Для встановлення фізичних причин зміни функціональних характеристик стопів на мідній основі, обрано матеріал, склад якого Cu–30,3 ат.% Al–4,5 ат.% Mn–5,1 ат.% Co. Під час підбору складу досліджуваного стопу враховували власні дані [3–5] впливу кобальту і марганцю на температуру МП. Відомо [6], що кобальт розчиняється у β -твердому розчині стопів Cu–Al–Co тільки, якщо його вміст до 4,5 ат.% За вищої концентрації кобальту виділяється стабільна β' -фаза (твердий розчин на основі CoAl з ґратницею типу CsCl). Ця фаза, що виділяється у разі охолодження до 1870 К і подальших термообробок, не змінює структуру і склад. Розрахунки показали, що в матриці досліджуваного стопу присутній інтерметалід CoAl у кількості 5 об'ємних %. Склад β -фази Cu–30,2 ат.% Al–4,5 ат.% Mn–4,5 ат.% Co. Витоплений стоп піддавали гомогенізації шляхом відпалу за температури 973 К протягом 5 год і охолодженню з піччю. Потім із стопків вирізали зразки для рентгеноструктурних досліджень діаметром 0,5 мм, для магнетних досліджень розміром 10×4×4 мм, для механічних досліджень розміром 60×6 мм (діаметр) і для дослідження прогину у разі трьохточкового вигину розміром 30×3×0,5 мм і загартовували у воді від 1123 К.

Загартовані зразки піддавали ступінчастій термообробці: старінню за різних температур в інтервалі 473–573 К. Наприклад, за температури старіння 473 К термообробка полягала в старінні протягом 0,15 год, потім зразок охолоджували на повітрі і після продовжували старіння протягом 0,15, 0,35, 0,35, 1, 1, 0,5, 0,5, 2, 4 і 5 год.

Після кожної витримки зразка за температури 473 К характеристики МП вимірювали на установці для кількісного вимірювання ступеня відновлення форми (зміна прогину під дією зовнішніх навантажень вище температури початку МП). У цьому випадку пластичність під час мартенситного перетворення використовували для кількісного вимірювання ступеня відновлення форми. Деформацію зразка розраховували за формулою, наведеною в [7]. Зразок у стані вихідної високотемпературної фази піддавали пружній деформації вигину навантаженням, водночас максимальні напруги залишались істотно нижчими межі пропорційності.

Деформація здійснювалася шляхом навантаження зразка тягарем вагою 0,1 кг за температури вище кінця зворотного МП на 50 К. Потім зразок охолоджували із застосуванням рідкого азоту. У випадку досягнення температури початку мартенситного перетворення з'являвся вигин зразка. Протягом охолодження і збільшення кількості мартенситної фази значення прогину зростало, і це збільшення тривало на всьому інтервалі прямого мартенситного перетворення. За температури рідкого азоту зразок розвантажували. У випадку нагрівання у результаті зворотного мартенситного перет-

ворення відбувалося відновлення первісної форми зразка. Для одержання точніших результатів досліджували партію із зразків 5 од. досліджуваного стопу.

Цикл охолодження–нагрівання здійснювали 2 рази. Під час 2-го циклу зразок також нагрівали до температури вище A_k на 50 К, потім прикладали те саме навантаження, що і під час 1-го циклу (0,1 кг) і повторювали процедуру 1-го циклу.

Для визначення значення модуля зсуву стопу використовували універсальну машину для механічних досліджень «Instron» моделі 8802 з механічним приводом, яка дозволяє проводити дослідження залежності напруження–деформація.

Перевага цього типу машин полягає у тому, що вони здатні підтримувати постійну швидкість деформування зразка, що необхідно для коректного визначення характеристик міцності і пластичності матеріалу. Для досліджень застосовували зразки на випробування: п'ятиразові (відношення довжини зразка до діаметра $(L_0/d_0 = 5)$) і десятиразові ($L_0/d_0 = 10$). Швидкість навантаження зразка підбирали таким чином, щоб забезпечити швидкість деформації матеріалу $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Оцінку однорідності хемічного складу стопу проводили за допомогою рентгеноспектрального аналізу стопу, також визначали температуру мартенситного перетворення в різних ділянках стопу. Хемічний склад і температура перетворення в різних ділянках стопу відрізнялися в межах похибки вимірювань.

Фазовий склад зразків досліджували методом рентгеноструктурного аналізу у випромінюванні CuK_α .

Для вивчення процесу виділення феромагнетних частинок Cu_2MnAl під час ізоструктурного розпаду проводили вимірювання магнетних характеристик (величини питомої намагнетованості) зразків та їхніх температурних залежностей за різної тривалості старіння. Вимірювання проводили за допомогою вібраційного магнетометра [8].

Вимірювання напруженості магнетного поля у робочому прозорі електромагнету здійснювали перетворювачем Гола. Максимальна напруженість магнетного поля складала 1500 кА/м. Вимірювання температури проводили за допомогою термопари хромель–копель. Розрахунок магнетного моменту зразка проводили методом порівняння з відомим магнетним моментом еталона.

Питому намагнетованість стопу визначали, як магнетний момент одиниці маси зразка. Використання за температурних вимірів питомої намагнетованості насичення має перевагу порівняно з намагнетованістю насичення I_s , так як для обчислення I_s необхідно знати щільність матеріалу за різних температур. Швидкість нагрівання зразка становила 0,5 К/с, виміри проводили за напруженості магнетного поля 1000 кА/м.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Прогин зразків δ у разі охолодження нижче мартенситної точки під навантаженням є непрямою мірою існування термічно індукованої деформації за мартенситним механізмом за однакових умов навантажень і геометричних розмірів досліджуваних зразків.

На рисунку 1 представлено залежність величини деформації за мартенситним механізмом від температури (петлі мартенситного перетворення) зразків загартованого (1) і підстареного стопу за температури 473 К протягом 6 (2) і 13 (3) год. Як видно з рис. 1, у разі старіння від 2 до 6 год за температури 473 К відбувається збільшення прогину на 45% (крива 2), а потім, у разі подальшого старіння величина прогину зменшується (крива 3). Спостерігається незначне підвищення M_s , і потім його зниження (табл. 1).

З рисунку 2 випливає, що у разі старіння стопу гістерезис МП (крива 1) за перші 0,2 год розширюється від 30 до 60 К, потім протягом 6 год гістерезис мало змінюється, і за подальшого старіння до 10 год спостерігається його звуження. Інтервал прямого МП (крива 2) значно розширюється за перші 0,5 год, потім відбувається його зменшення до 100 К, і у разі подальшого старіння відбувається плавне звуження інтервалу до 80 К.

Як відомо [1, 2, 8, 9], величина прогину зразка за деформації під навантаженням у старіючих стопах плавно зменшується зі збільшенням тривалості старіння, що пов'язано зі зменшенням кількості утворюваного у разі охолодження мартенситу в результаті збільшення кількості стабільних фаз у разі евтектоїдного розпаду. Виявлене явище підвищення величини деформації за мартенситним

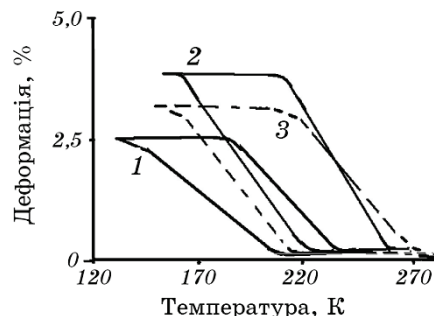


Рис. 1. Залежність величини деформації за мартенситним механізмом від температури для зразків стопу, загартованого (1) та підстареного протягом 6 (2) і 13 (3) год за температури 473 К.

Fig. 1. The temperature dependence of the strain by the martensitic mechanism for alloy samples quenched (1) and aged for 6 (2) and 13 (3) h at the 473 K temperature.

ТАБЛИЦЯ 1. Величини характеристик МП досліджуваного стопу.**TABLE 1.** The values of the investigated alloy MT characteristics.

Характеристики МП	M_n , К	M_R , К	Гістерезис, К	$M_n - M_R$, К	Деформація, %
Гартування	210	140	30	70	2,5
Старіння 473 К, 6 год	220	160	40	60	3,7
Старіння 473 К, 13 год	245	150	50	95	3,3

механізмом (рис. 1) вимагає з'ясування причин, що призводять до поліпшення функціональних характеристик підстареного матеріалу. Обговорення літературних даних дозволило припустити три можливі причини цього ефекту:

1. Термомеханічне циклювання (кілька циклів навантаження зразка з подальшим циклом охолодження–нагрів в районі МП).

2. Циклювання до температури, за якої відбувається термообробка зразків стопу з наступним охолодженням.

3. Зміна структури і механічних характеристик зразків стопу у разі старіння.

На рисунку 3 представлені графіки залежності величини деформації за мартенситним механізмом від тривалості старіння за температури 523 К для зразків досліджуваного стопу: а) перший цикл МП; б) другий цикл МП. 1 — початкове навантаження на зразок 0,1 кг, 2 — деформація за мартенситним механізмом.

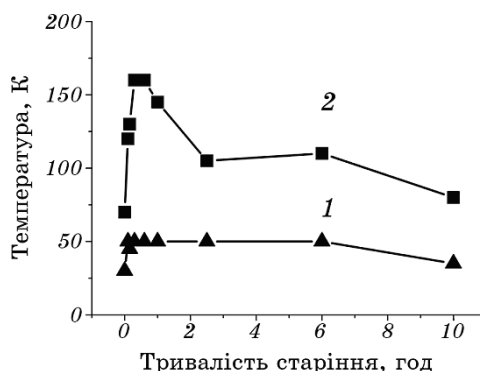


Рис. 2. Залежність гістерезису МП (1) й інтервалу прямого МП (2) від тривалості старіння для зразків стопу, загартованого і підстареного за температури 523 К.

Fig. 2. Dependence of the hysteresis of MT (1) and the interval of direct MT (2) on the aging time for alloy samples quenched and aged at the 523 K temperature.

Як впливає з графіків (рис. 3, а, б, крива 1), протягом перших 5 год старіння, як на першому, так і на другому циклі навантаження, відбувається невелике зменшення пружної деформації зразка під навантаженням у стані високотемпературної β -фази. У разі збільшенні тривалості старіння понад 5 год деформація не змінюється.

Пружна деформація в аустенітному стані дослідженого стопу практично не залежить від тривалості старіння. Отже, помітної зміни модуля пружності зразка у разі старіння не відбувається.

Зміна величини деформації за мартенситним механізмом (рис. 3, а, б, крива 2) на 1-му і 2-му циклах має однаковий характер — відбувається різке збільшення прогину за перших 5 год старіння, далі, у разі подальшого старіння спостерігається стабілізація прогину.

Величина деформації за мартенситним механізмом, на відміну від пружної деформації в аустенітному стані, залежить від тривалості старіння. До цього ж величина деформації за мартенситним механізмом практично не залежить від циклювання. Тому ефект збільшення величини деформації за мартенситним механізмом може бути результатом зміни фазового складу β -фази у разі старіння. У цьому випадку відбувається виділення стабільних α - і γ -фаз у разі евтектоїдного розпаду і частинок Cu_2MnAl у разі ізоструктурного розпаду [10].

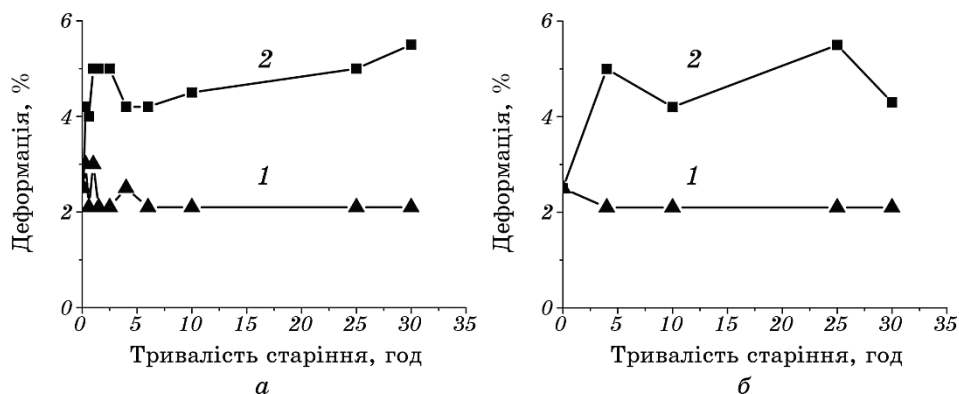


Рис. 3. Залежність величини деформації від дії початкового навантаження 0,1 кг на зразок у стані високотемпературної фази (1) і деформації за мартенситним механізмом (2) від тривалості старіння за температури 523 К для зразків стопу. Перший цикл МП (а), другий цикл МП (б). Похибка вимірювання деформації $\pm 5\%$.

Fig. 3. Dependence of the strain on the applied initial load of 0.1 kg per sample in the state of the high-temperature phase (1) and the strain by the martensitic mechanism (2) on the duration of aging at the 523 K temperature for alloy samples. There is the first cycle of the MT (a), the second cycle of the MT (b). The error in measuring strain is $\pm 5\%$.

Відомо, що у разі евтектоїдного розпаду в стопах на основі системи Cu–Al виділяються стабільні α (твердий розчин атомів заміщення Алюмінію в Купрум) і γ ($\text{Cu}_9\text{Al}_{14}$)-фази. Досліджуваний нами стоп відноситься до заевтектичних і, насамперед, у разі старіння будуть виділятися частинки фази $\text{Cu}_9\text{Al}_{14}$. У разі виділенні 5% цієї фази на дифрактограмах з'являється лінія з сумою індексів 66. Проведені нами рентгеноструктурні дослідження показали, що у загартованому і підстареному станах за температури 473 К протягом 15 год стабільні α - і γ -фази не виділяються в кількості, що перевищує 5%.

Виділення частинок Cu_2MnAl у разі ізоструктурного розпаду на початкових етапах рентгеноструктурним методом зафіксувати неможливо через незначні відмінності параметрів ОЦК-ґратниць (менше 2%) фаз Cu_3Al і Cu_2MnAl і малого об'єму фази Cu_2MnAl .

Для вивчення процесу виділення феромагнетних частинок Cu_2MnAl у разі ізоструктурного розпаду в температурно-часовій області підвищення величини деформації у разі МП досліджували залежність величини питомої намагнетованості від температури та тривалості старіння стопу.

На рисунку 4 представлені температурні залежності питомої намагнетованості стопу: 1 — загартування, 2 — старіння 0,25 год, 3 — старіння 1 год, 4 — старіння 6 год, 5 — старіння 13 год (температура старіння 473 К). Зі збільшенням тривалості старіння намагнетованість зразка підвищується. Також змінюється вид кривих, у разі старіння протягом 6 і 13 год на кривих намагнетованості з'являється перегин. Максимальні значення намагнетованості спостерігаються у разі старіння протягом 13 год.

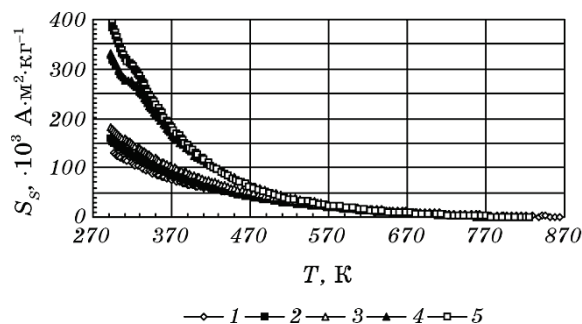


Рис. 4. Температурні залежності питомої намагнетованості насичення стопу S_s : 1 — загартування, 2 — старіння 0,25 год, 3 — старіння 1 год, 4 — старіння 6 год, 5 — старіння 13 год. Температура старіння 473 К.

Fig. 4. Temperature dependences of the specific saturation magnetization S_s of the alloy: 1—quenching, 2—aging 0.25 h, 3—aging 1 h, 4—aging 6 h, 5—aging 13 h. The aging temperature is 473 K.

На підставі цих результатів розраховано склад областей β -фази, збіднених і збагачених марганцем і показано, що зі збільшенням тривалості старіння до 6 год з'являються ділянки β -фази з вмістом марганцю 9 ат.%. Вид температурної залежності питомої намагнетованості насичення стопу після старіння протягом 13 год свідчить про продовження розшарування твердого розчину за концентрацією марганцю і міді. Водночас змінюється склад областей вихідної β -фази. Наші розрахунки показали, що в процесі старіння вміст марганцю в β -фазі зменшується, а міді збільшується на 1,5 ат.%.

Однією з характерних особливостей дослідженого стопу є низькі значення пружних постійних, зокрема і модуля зсуву. Для підтвердження цього факту провели дослідження залежності напруження–деформація (рис. 5) у термообробленому зразку (загартування і подальше старіння за температури 473 К протягом 600 с), і обчислили значення модуля зсуву

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)},$$

$E = 27$ ГПа, коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,35$, модуль зсуву $G = 10$ ГПа. Це значення майже втричі менше за таке саме у бронзі схожого складу.

Якісне розуміння причини збільшення мартенситної деформації складається з двох позицій. З одного боку, виділення часток феромагнетної фази має відбуватися таким чином, щоб поля мікронапружень, створювані ними, були протилежні полям мікронапружень у непідстареній матриці. Це призводить до зниження щільно-

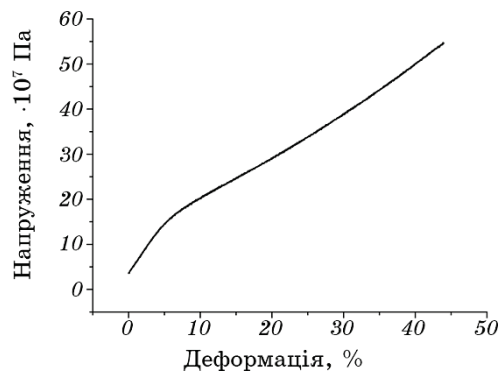


Рис. 5. Залежність напруження–деформація стопу в термообробленому (загартування і подальше старіння за температури 473 К протягом 0,15 год) стані.

Fig. 5. The dependence stress–deformation of the alloy in heat-treated (quenching and subsequent aging at a temperature of 473 K for 0.15 h).

сті пружної енергії, пропорційної квадрату сумарних мікронапружень. З іншого боку, детальне дослідження впливу внутрішніх мікронапружень на перебіг термопружного мартенситного перетворення у стопах з ЕПФ [11–13] показало, що зменшення середньоквадратичного рівня мікронапружень призводить до збільшення рухливості мартенситних кордонів і, отже, до збільшення деформації за постійного зовнішнього навантаження. Таким чином, збільшення значення оборотної пластичної деформації за мартенситним механізмом у разі термообробки може бути результатом релаксації внутрішніх напружень у результаті утворення частинок Cu_2MnAl і полегшення переорієнтації кристалів мартенситу у разі МП.

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що у разі старіння стопу в температурному інтервалі 470–530 К відбувається збільшення деформації у разі МП, що може бути результатом релаксації внутрішніх напружень внаслідок виділення часток феромагнетної фази Cu_2MnAl і полегшення переорієнтації кристалів мартенситу у разі МП.

Пружна деформація в аустенітному стані дослідженого стопу, на відміну від деформації за мартенситним механізмом, практично не залежить від тривалості старіння. Водночас деформація за мартенситним механізмом мало залежить від циклювання. Отже, ефект збільшення деформації за мартенситним механізмом не пов'язаний з термоциклюванням, а є результатом старіння і зміни фазового складу β -фази.

Різке збільшення прогину відбувається за перших 5 год старіння, а потім у разі подальшого старіння спостерігається стабілізація прогину. Таким чином, у стопах системи Cu-Al-Mn-Co , що зазнають МП, встановлена можливість керування величиною оборотної пластичної деформації за мартенситним механізмом деформування за рахунок зниження рівня внутрішніх напружень у результаті виділення феромагнетних частинок Cu_2MnAl внаслідок ізоструктурного розпаду у разі термообробки.

Показано, що в загартованому і потім підстареному за температури 473 К зразку стопу Cu-Al-Co-Mn величина деформації у разі мартенситного перетворення значно вища, ніж у зразках стопів Cu-Al-Co і Cu-Al-Mn близького складу, підданих такій самій обробці, що робить можливим ефективніше використання таких стопів у промисловості.

Обчислено значення модуля зсуву стопу в термообробленому (загартованому і потім підстареному за температури 473 К протягом 0,15 год) стані $G = 10$ ГПа.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Warlimont and L. Delaey, *Martensitic Transformation in Copper-, Silver- and Gold-Based Alloys* (Oxford: Pergamon Press: 1974).
2. Y. Satou, R. Kainuma, and X. Lui, *J. Alloys Compd.*, **266**, No. 1/2: 191 (1998).
3. И. Р. Бублей, Т. В. Ефимова, В. П. Залуцкий, Ю. Н. Коваль, А. Е. Перекос, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 7: 969 (2006).
4. И. Р. Бублей, Ю. Н. Коваль, *ФММ*, **101**, № 4: 425 (2006).
5. И. Р. Бублей, Ю. Н. Коваль, П. Е. Титов, *ФММ*, **100**, № 1:1 (2005).
6. Р. В.Сколоздра, А. П. Преварский, Е. Е. Черкашин, *Диаграммы состояния металлических систем* (Москва: Наука: 1971).
7. И. А. Арбузова, Ю. Н. Коваль, В. В. Мартынов, Л. Г. Хандрос, А. с. № 409124 (G01 N25/02, бюл. № 48, 1974).
8. А. І. Кондир, А. К. Борисюк, І. П. Паздрій, С. Г. Швачко, *Вибрації в техніці та технологіях*, № 2: 41 (2004).
9. И. Р. Бублей, Ю. Н. Коваль, П. В. Титов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **18**, № 4: 20 (1996).
10. M. Bouchard and G. Thomas, *Acta Met.*, **23**, No. 12: 1485 (1975).
11. А. А. Likhachev and Yu. N. Koval, *Scr. Met. Mat.*, **27**: 1623 (1992).
12. А. А. Лихачев, Ю. Н. Коваль, *Фазовые превращения мартенситного типа* (Киев: Наукова думка: 1993).
13. А. А. Likhachev and Yu. M. Koval, *Usp. Fiz. Met.*, **16**, No. 1: 23 (2015).

REFERENCES

1. H. Warlimont and L. Delaey, *Martensitic Transformation in Copper-, Silver- and Gold-Based Alloys* (Oxford: Pergamon Press: 1974).
2. R. Kainuma, N. Satoh, X. J. Lui, and K. Ishida, *J. Alloys Compd.*, **266**, No. 1–2: 191 (1998).
3. I. R. Bublely, T. V. Efimova, V. P. Zalutski, Yu. N. Koval, and A. E. Perekos, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **28**, No. 7: 969 (2006) (in Russian).
4. I. R. Bublely and Yu. N. Koval', *Phys. Metals Metallogr.*, **101**, No. 4: 393 (2006).
5. I. R. Bublely, Yu. N. Koval', and P. V. Titov, *Phys. Metals Metallogr.*, **100**, No. 1: 83 (2005).
6. R. V. Skolozdra, A. P. Prevarsky, and E. E. Cherkashin, *Diagrammy Sostoyaniya Metallicheskih Sistem* (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
7. I. A. Arbuzova, Yu. N. Koval, V. V. Martinov, and L. G. Khandros, Authors' Certificate SSSR 409124 (G01 N25/02, Bul. No. 48, 1974) (in Russian).
8. А. І. Кондир, А. К. Борисюк, І. П. Паздрій, and С. Г. Швачко, *Vibratsii v Tekhnike i Tekhnologiyakh*, No. 2: 41 (2004) (in Ukrainian).
9. I. R. Bublely, Yu. N. Koval, and P. V. Titov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **18**, No. 4: 20 (1996) (in Russian).
10. M. Bouchard and G. Thomas, *Acta Met.*, **23**, No. 12: 1485 (1975).
11. А. А. Likhachev and Yu. N. Koval, *Scr. Met. Mat.*, **27**: 1623 (1992).
12. А. А. Likhachev and Yu. N. Koval, *Fazovye Prevrashcheniya Martensitnogo Tipa* (Kiev: Naykova Dumka: 1993) (in Russian).
13. А. А. Likhachev and Yu. M. Koval, *Usp. Fiz. Met.*, **16**, No. 1: 23 (2015).