

О.В. Сухова

## Вплив заліза на дисперсійне твердіння в сплавах Cu-Ni-Mn

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна, [sukhovaya@ukr.net](mailto:sukhovaya@ukr.net)

В роботі досліджено закономірності формування структури і властивостей дисперсотвердних сплавів Cu-Ni-Mn-Fe в концентраційному діапазоні Ni (19.3 - 21.0 %), Mn (19.5 - 20.5 %), Fe (0.6 - 2.7 %), Cu – залишок (у ваг. %). Використано методи кількісного металографічного, рентгеноструктурного, сканувального електронно-мікроскопічного, мікрорентгеноспектрального і диференційного термічного аналізів. Встановлено, що в структурі литих сплавів Cu-Ni-Mn-Fe присутні два твердих розчини на основі  $\alpha$ -Cu, які різняться вмістом компонентів і мікротвердістю. Визначено температурні інтервали утворення цих розчинів:  $(1010 \pm 10)^\circ\text{C}$  і  $(890 \pm 10)^\circ\text{C}$ , відповідно. Крім того, в структурі за температури  $(405 \pm 15)^\circ\text{C}$  виділяється фаза NiMn внаслідок дисперсійного твердіння сплавів. Після відпалу за температур 500 і 900  $^\circ\text{C}$  протягом 60 - 750 годин, об'ємна частка і розміри цієї фази збільшуються з подовженням тривалості і зниженням температури відпалу. При підвищенні вмісту заліза до 2,7 ваг. % густина виділень фази NiMn збільшується, особливо, протягом перших 60 годин відпалу за 900  $^\circ\text{C}$ . Збільшення вмісту заліза покращує окислостійкість і практично не впливає на температуру плавлення і рідкоплинність сплавів Cu-Ni-Mn-Fe. Твердість сплавів Cu-Ni-Mn-Fe з підвищенням вмісту заліза збільшується в середньому на 10 HRB. Однак, за температури випробувань 400  $^\circ\text{C}$  погіршуються міцність на розтяг (в  $\sim 1.3$  рази) і відносне видовження (в  $\sim 10$  разів).

**Ключові слова:** сплави Cu-Ni-Mn-Fe, дисперсійне твердіння, відпал, механічні властивості, технологічні характеристики.

Подано до редакції 2.05.2021; прийнято до друку 10.08.2021.

### Вступ

Сплави, що містять мідь, знаходять широке застосування завдяки своїм характерним властивостям [1,2]. Ці матеріали володіють високими механічною міцністю за підвищених температур, окислостійкістю і корозійною стійкістю [3-6]. Область їх застосування поширюється від деталей, що працюють в умовах механічних і термічних навантажень [7], до корозійно-стійких покриттів [8-10].

Більшість комерційних мідних сплавів зазвичай містять марганець та/або нікель, які поліпшують їх експлуатаційні характеристики. Нікель суттєво впливає на фізичні і механічні властивості сплавів Cu-Ni [11]. Додавання марганцю до сплавів Cu-Ni поліпшує характеристики лиття і підвищує міцність [12-15]. Литі матеріали мають високу рідкоплинність і можуть заповнювати навіть дрібні розгалуження

форм для лиття, у той час як їх високий опір корозії і окисленню сприяють подовженню тривалості експлуатації.

Висока міцність сплавів Cu-Ni-Mn досягається завдяки дисперсійному твердінню цих сплавів [16-19]. Цей процес пов'язаний із виділенням фази  $\theta$ -NiMn з пересиченого твердого розчину  $\alpha$ -міді. Дисперсійне твердіння відбувається під час охолодження сплавів, оскільки зі зниженням температури зменшується розчинність нікелю і марганцю в  $\alpha$ -міді. Характер виділення надлишкової фази NiMn впливає на остаточну міцність матеріалу.

Вдале поєднання властивостей сплавів Cu-Ni-Mn дозволяє успішно застосовувати їх для виготовлення інструменту і деталей металургійної і гірничої галузей, зокрема для наплавлення композиційних покриттів, що містять твердий сплав-наповнювач і сплав-зв'язку Cu-Ni-Mn марки МНМц

20-20 [20-25]. Після виготовлення комерційного сплаву цієї марки він містить домішки до 2,7 ваг. % Fe [7]. Однак, вплив заліза на дисперсійне твердіння в сплавах Cu–Ni–Mn–Fe цього концентраційного діапазону, в основному, досліджений у сплавах, що містять більш ніж 2,7 ваг. % Fe [26-33], хоча процеси дисперсійного твердіння можуть забезпечити експлуатаційні вимоги до зносостійкості і механічної міцності композиційних покриттів. Більш того, в літературі повідомляється про багато випадків руйнування дисперсійно-зміцнених матеріалів, зазвичай викликаних неправильним вибором їх складу [34-38].

Таким чином, контроль за виділенням зміцнювальної фази NiMn у комерційно виготовлених сплавах-зв'язках Cu–Ni–Mn–Fe для композиційних покриттів сприяє більш широкому застосуванню цієї перспективної технології зміцнення поверхні деталей [39-42]. Тому, в цій роботі досліджували вплив заліза та температурно-часових параметрів відпалу на зміну мікроструктури, механічних та експлуатаційних властивостей дисперснотвердих сплавів Cu–Ni–Mn.

## I. Методика дослідження

Досліджені сплави Cu–Ni–Mn–Fe виготовляли в наступному концентраційному діапазоні (чистота не менше 99,9%): Ni (19,3 - 21,0 ваг. %), Mn (19,5 - 20,5 ваг. %), Fe (0,6 - 2,7 ваг. %), Cu – залишок. Зразки сплавів виплавили в алунових тиглях і охолоджували зі швидкістю 50 °C/хв.

Структурні характеристики визначали із застосуванням наступних методів. Фазовий склад та морфологію структурних складових досліджували методом оптичної мікроскопії за допомогою мікроскопу НЕОРНОТ-2 і сканувальної електронної мікроскопії за допомогою мікроскопу JEOL-2010 F, обладнаного енергодисперсійним спектрометром. Об'ємну частку фаз у сплавах вимірювали методом кількісної металографії на аналізаторі EPIQUANT. Рентгеноструктурні дослідження виконували на дифрактометрі ДРОН-УМ-1 у випромінюванні Cu-K $\alpha$ . Характер кристалізації сплавів аналізували методом диференційного термічного аналізу в інтервалі температур 20 - 1150 °C за швидкостей нагріву та охолодження 10 °C/хв. Похибка вимірювання температури не перевищувала  $\pm 5$  °C. Відпали проводили за температур 500 °C і 900 °C протягом 60 - 750 годин. Після відпалу зразки сплавів Cu–Ni–Mn–Fe загартовували в воду.

Твердість сплавів вимірювали на приборі ТК-2М. Міцність на розтяг і подовження визначали за стандартними методиками за температур 20 °C і 400 °C на розривній машині установки ИМАШ 20 - 78. Мікротвердість ( $H_{\mu}$ ) і мікрокрихкість ( $\gamma$ ) вимірювали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3. Після отримання відбитка в його вершинах з'являлися радіальні тріщини вздовж напрямку діагоналі. Мікрокрихкість оцінювали за максимальною довжиною тріщини, що виходила з

вершини відбитка, за формулою, наведеною в [43].

Коефіцієнт окалиностійкості визначали за зміною маси зразків, які нагрівали в окиснювальній атмосфері протягом 2 годин за температури 300 °C. Рідкоплинність оцінювали за допомогою проби-спіралі. Рідкий метал заливали в форму у вигляді спіралі та вимірювали довжину, на яку поширювався метал у формі.

## II. Результати експерименту та їх обговорення

При охолодженні зразків сплавів Cu–Ni–Mn–Fe за температури 1000 - 1020 °C спочатку кристалізується первинний твердий розчин на основі  $\alpha$ -Cu (позначений  $\alpha$ -Cu(1)), вміст компонентів в якому змінюється в межах 84 - 85,4 % Cu; 7,8 - 9,0 % Mn; 7,3 - 4,9 % Ni; 0,6 - 0,7 % Fe (у ваг. %) (рис. 1, 2). Температура його кристалізації майже не змінюється при підвищенні вмісту заліза в сплавах (табл. 1).

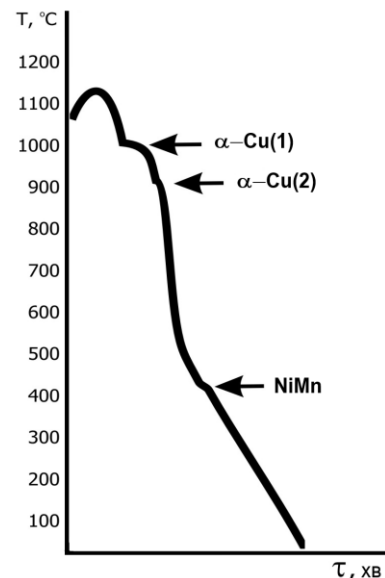


Рис. 1. Крива охолодження сплаву Cu – 21% Ni – 20,5 % Mn – 1,75 % Fe

Потім за 880 - 900 °C спостерігається слабкий ефект, пов'язаний з початком утворення вторинного розчину на основі  $\alpha$ -міді (позначеного  $\alpha$ -Cu(2)). Його склад, визначений методом рентгеноспектрального мікроаналізу, знаходиться в концентраційному діапазоні 72,3 - 77,5 % Cu; 13,1 % - 3,8 % Ni; 8,4 - 10,5 % Mn; 6,2 - 8,2 % Fe (у ваг. %). Кристали вторинної фази  $\alpha$ -Cu(2) спостерігаються по границям зерен матричного твердого розчину  $\alpha$ -Cu(1) (рис. 2, а). Обидві фази відрізняються мікротвердістю –  $1,72 \pm 0,1$  ГПа (матричний розчин) і  $2,32 \pm 0,2$  ГПа (вторинний розчин). Можна припустити, що утворення цих фаз пов'язане з розпадом первинного пересиченого твердого  $\alpha$ -Cu розчину на два розчини внаслідок зменшення розчинності компонентів при охолодженні. При підвищенні вмісту заліза в сплавах

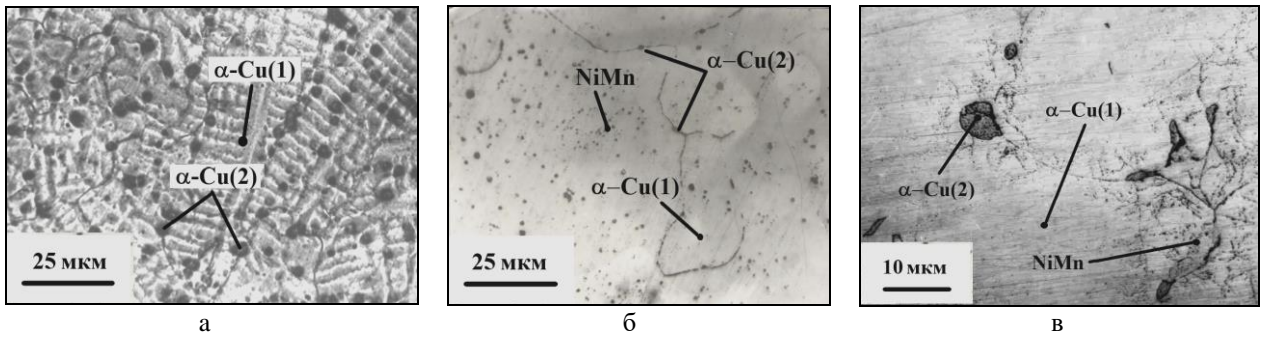


Рис. 2. Мікроструктура сплаву Cu – 19,5 %Ni – 19,3 % Mn – 2,7 % Fe: а – зразок після травлення 3 % розчином азотної кислоти; б, в – нетравлені зразки.

Таблиця 1

Хімічний склад та властивості досліджених сплавів Cu–Ni–Mn–Fe

Зразок	Хімічний склад, ваг. %				Температура плавлення, °С	Рідкоплинність, мм	Окалинистікість, од.
	Ni	Mn	Fe	Cu			
№ 1	20,5	20,0	0,6	залишок	1005±5	440±5	1,0
№ 2	21,0	20,5	1,75	залишок	1010±5	430±5	1,27±0,3
№ 3	20,0	19,5	2,1	залишок	1015±5	428±5	1,35±0,2
№ 4	20,5	19,5	2,35	залишок	1015±5	430±5	1,41±0,2
№ 5	19,5	19,3	2,7	залишок	1015±5	425±5	1,45±0,1

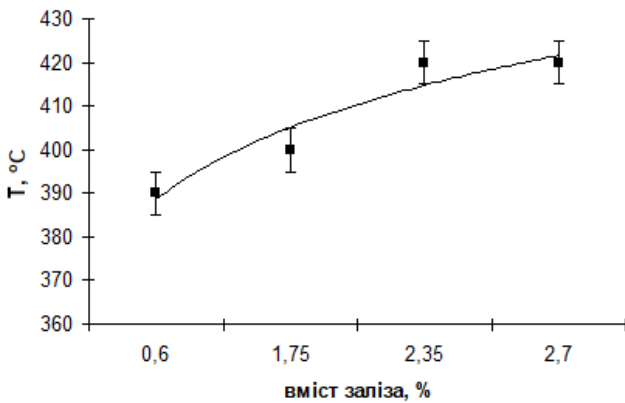


Рис. 3. Залежність температури початку виділення зміцнювальної фазы NiMn від вмісту заліза в сплавах Cu–Ni–Mn–Fe.

з 0,6 до 2,7 ваг. % об'ємна частка фазы  $\alpha$ -Cu(2) зростає приблизно з 10 до 20 об. %.

І нарешті, в температурному діапазоні від 420 до

200 °С утворюється фаза NiMn. Ця фаза з'являється в структурі внаслідок дисперсійного твердіння зразків сплавів Cu–Ni–Mn–Fe (рис. 2, б, в) [18]. Збільшення вмісту заліза в сплавах викликає підвищення температури початку виділення фазы NiMn (рис. 3).

Окалинистікість сплавів Cu–Ni–Mn–Fe залежить від їх хімічного складу (табл. 1). Додавання заліза у вказаному концентраційному діапазоні помітно збільшує опір окисненню. Візуальний огляд зразків сплавів Cu–Ni–Mn–Fe свідчить про те, що на їх поверхні утворюється однорідна захисна поверхнева плівка, яка забезпечує підвищення окалинистікості. Рідкоплинність сплавів Cu–Ni–Mn–Fe дещо зменшується зі збільшенням вмісту заліза (табл. 1).

Після відпалу за 900 °С протягом 60 - 750 годин у всіх зразках кристали вторинної фазы  $\alpha$ -Cu(2), що утворюються по границям зерен твердого розчину  $\alpha$ -Cu(1), мають неоднорідну будову. В центрі цих кристалів сіруватого кольору виявляються ділянки світло-сірого кольору (рис. 4). Зі зростанням тривалості відпалу об'ємна частка цієї фазы зменшується. А після відпалу протягом 750 годин

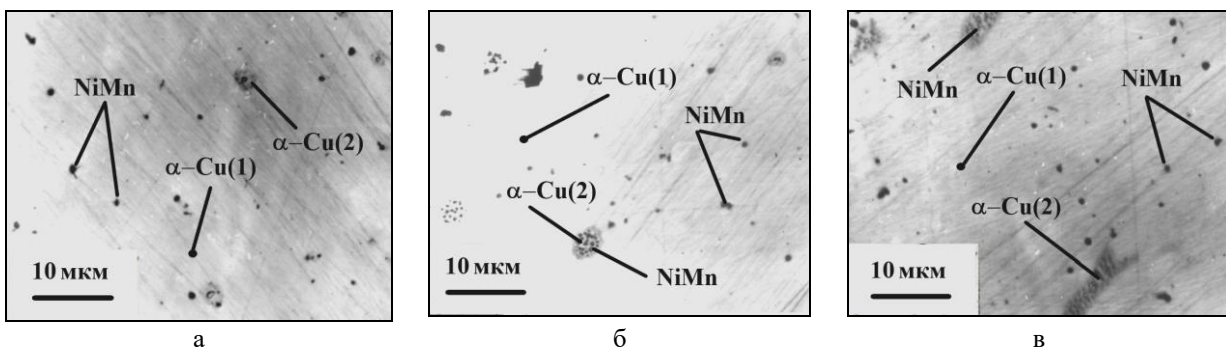
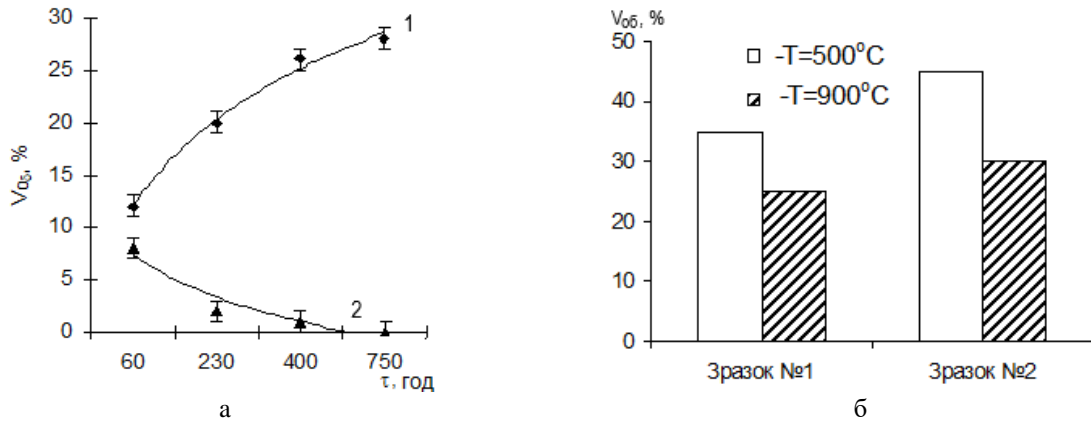


Рис. 4. Мікроструктура сплаву Cu – 19,5 %Ni – 19,3 % Mn – 2,7 % Fe після відпалу за 900 °С протягом: а – 60 годин; б – 230 годин; в – 750 годин.

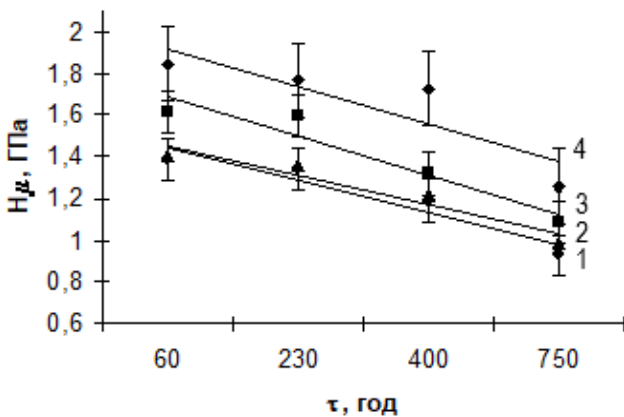


**Рис. 5.** Вплив параметрів відпалу на об'ємну частку фаз: а – вплив часу відпалу на об'ємну частку фази NiMn (крива 1) і вторинного розчину  $\alpha$ -Cu(2) (крива 2) у зразку № 2 за температури 900 °С; б – вплив температури відпалу на об'ємну частку фази NiMn за витримки 750 годин.

вона практично повністю зникає (рис. 5, а, крива 2).

Описані структурні зміни можна пояснити тим, що за температури відпалу відбуваються процеси розчинення метастабільної фази  $\alpha$ -Cu(2). Це приводить до неоднорідної будови глобулярних виділень, оскільки в центрі залишаються ділянки фази, що не встигла розчинитися, а на периферії утворюється твердий розчин на основі  $\alpha$ -Cu, вміст заліза в якому менший, ніж у вихідній фазі  $\alpha$ -Cu(2), але більший порівняно з матричним розчином  $\alpha$ -Cu(1).

В структурі сплавів Cu–Ni–Mn–Fe після відпалу за 900 °С також спостерігаються дрібнодисперсні кристали темного кольору фази NiMn (рис. 4). Вони утворюються як по границям зерен, так і в об'ємі зерен матричного  $\alpha$ -мідного розчину. Аналіз кривих залежності мікротвердості цього розчину від часу відпалу показує, що в усіх досліджених сплавах відбуваються процеси дисперсійного твердіння. Збільшення тривалості ізотермічної витримки викликає зменшення мікротвердості матричного твердого розчину на основі  $\alpha$ -Cu (рис. 6).

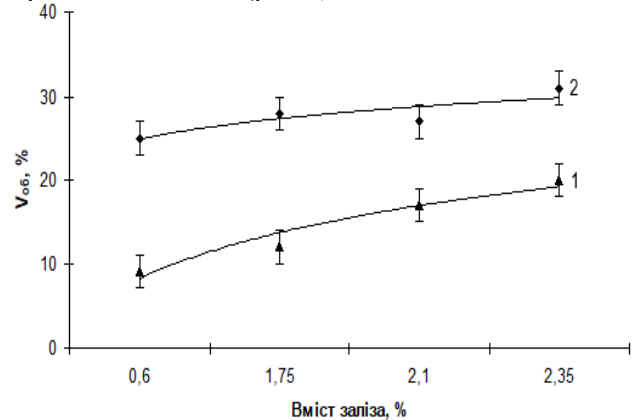


**Рис. 6.** Залежності мікротвердості матричного  $\alpha$ -розчину на основі міді від часу відпалу за 900 °С: 1 – зразок № 1; 2 – зразок № 2; 3 – зразок № 3; 4 – зразок № 4.

Методами кількісного металографічного та рентгеноструктурного аналізів було встановлено, що процеси дисперсійного твердіння приводять до збільшення об'єму і розмірів фази NiMn. Середній

розмір виділень становить від 5 до 10 мкм. Зі збільшенням часу відпалу об'ємна частка фази NiMn зростає, що видно з кривої зміни цієї характеристики (рис. 5, а, крива 1). Зі збільшенням об'ємного вмісту фази NiMn після відпалу також пов'язане посилення термічного ефекту за температури  $\sim$ 420 °С, на що вказують результати диференційного термічного аналізу сплавів Cu–Ni–Mn–Fe.

Підвищення вмісту заліза в сплавах Cu–Ni–Mn–Fe приводить до зростання об'ємної частки фази NiMn після відпалу за 900 °С протягом 60 годин і практично не впливає на її вміст після відпалу протягом 750 годин (рис. 7).



**Рис. 7.** Вплив вмісту заліза в сплавах Cu–Ni–Mn–Fe на об'ємну частку фази NiMn, що утворюється після відпалу за 900 °С: 1 – час відпалу 60 годин; 2 – час відпалу 750 годин.

Густина виділень фази NiMn зростає в місцях, де розташовувалася вторинна фаза  $\alpha$ -Cu(2) до її розчинення під час відпалу за температури 900 °С (рис. 4, б, в). З цього можна зробити висновок, що фаза  $\alpha$ -Cu(2) слугує місцем для зародження кристалів NiMn. В присутності до 2,7 ваг. % Fe процеси дисперсійного твердіння сплавів Cu–Ni–Mn–Fe з виділенням фази NiMn прискорюються, особливо, протягом перших 60 годин відпалу.

Після відпалу сплавів Cu–Ni–Mn–Fe з вмістом заліза до 2,7 ваг. % за температури 500 °С і їх наступного загартування в воду в структурі зразків



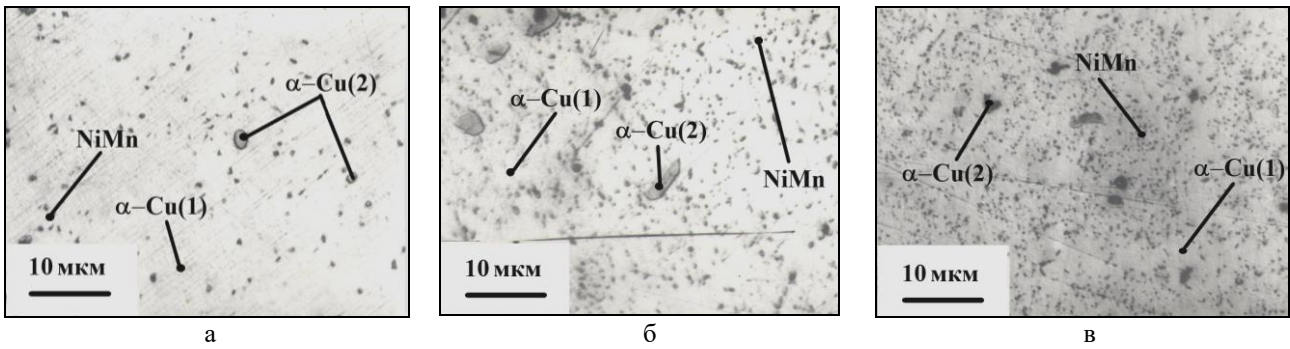


Рис. 8. Мікроструктура сплавів Cu–Ni–Mn–Fe після відпалу за 500 °С протягом 500 годин: а – зразок № 1; б – зразок № 3; в – зразок № 5.

Таблиця 2

Мікротвердість (в ГПа), мікрокрихкість (в одиницях) і твердість (HRB) сплавів Cu–Ni–Mn–Fe до і після відпалу за температур 500 °С і 900 °С протягом 500 годин

Номер зразка	Мікротвердість матричного розчину		Мікрокрихкість матричного розчину		Твердість		
	до відпалу	після відпалу за 900 °С	до відпалу	після відпалу за 900 °С	до відпалу	після відпалу за 500 °С	після відпалу за 900 °С
1	1,71±0,07	1,09±0,1	без тріщин	0,06±0,01	61,0±3,0	65,8±3,8	46,75±1,8
2	1,80±0,11	1,14±0,21	без тріщин	без тріщин	67,0±1,0	76,0±2,5	54,0±1,0
3	1,83±0,1	1,25±0,07	0,07±0,05	0,33±0,02	68,0±2,0	79,0±1,0	66,0±2,8
4	1,85±0,14	1,37±0,19	без тріщин	0,17±0,03	70,5±1,5	77,0±1,0	67,0±3,5
5	1,87±0,2	1,48±0,12	без тріщин	без тріщин	72,5±0,5	81,0±1,0	71,0±4,3

Таблиця 3

Міцність на розтяг (в МПа) і відносне видовження (в %) сплавів Cu–Ni–Mn–Fe до і після відпалу за 900 °С протягом 500 годин

Номер зразка	Міцність на розтяг				Відносне видовження			
	Температура випробувань 20 °С		Температура випробувань 400 °С		Температура випробувань 20 °С		Температура випробувань 400 °С	
	до відпалу	після відпалу	до відпалу	після відпалу	до відпалу	після відпалу	до відпалу	після відпалу
1	654±5,7	664±6,2	450,8±39,2	480,2±9,8	32,6±0,3	29,7±0,9	16,0±0,4	15,3±0,7
2	637,0±10,8	656,6±7,8	359,7±23,5	394,4±13,7	30,2±0,2	25,1±0,8	4,7±0,4	1,3±0,5
5	555±8,9	568,4±3,9	338,1±34,3	423,4±23,5	23,3±0,7	13,0±0,3	2,7±0,1	1,5±0,5

також спостерігаються первинний твердий розчин  $\alpha$ -Cu(1) з вмістом заліза від 0,6 до 0,7 ваг. %, вторинна фаза  $\alpha$ -Cu(2) з вмістом заліза від 6,2 до 8,2 ваг. % і виділення фази NiMn (рис. 8). Після відпалу за 500 °С об'ємний вміст фази NiMn збільшується порівняно з її вмістом після відпалу за 900 °С протягом однакового проміжку часу, який дорівнював 750 годин (рис. 5, б).

Мікротвердість матричного  $\alpha$ -розчину до та після відпалу незначно збільшується з підвищенням вмісту заліза (табл. 2). Його мікрокрихкість у більшості випадків неможливо визначити з причини відсутності тріщин навколо відбитка індентора. Твердість за Бринелем сплавів Cu–Ni–Mn–Fe зростає зі збільшенням вмісту заліза (табл. 2). Крім того, ця характеристика збільшується в середньому на 12 % після відпалу за 500 °С протягом 500 годин. Після відпалу за 900 °С протягом 500 годин твердість зменшується внаслідок, ймовірно, перестаріння зразків. Причому твердість сплавів із більшим вмістом заліза знижується в меншому ступені.

Міцність на розтяг за 20 °С і 400 °С зменшується з підвищенням вмісту заліза і збільшується після відпалу за 900 °С протягом 500 годин (табл. 3). Після такого ж відпалу відносне видовження за кімнатної температури зразка № 1 з вмістом заліза 0,6 % знижується на ~3 % (з ~32 до ~29 %), зразка № 2 з вмістом заліза 1,75 ваг. % – на 5 % (з ~30 до ~25 %), а зразка № 5 з вмістом заліза 2,7 ваг. % – на 10 % (з ~23 до ~13 %). Відносне видовження за температури випробувань 400 °С після відпалу за 900 °С протягом 500 годин різко падає з ~15 % до ~1,5 % (в 10 разів) при зростанні вмісту заліза в сплавах Cu–Ni–Mn–Fe від 0,6 до 2,7 ваг. %. Ці результати свідчать про негативний вплив заліза на характеристики пластичності сплавів Cu–Ni–Mn–Fe, особливо при підвищенні температури випробувань до 400 °С.

## Висновки

В структурі досліджених литих сплавів Cu–Ni–Mn–Fe утворюються два твердих розчини на основі

$\alpha$ -Cu, один з яких кристалізується з рідини за температури  $(1010 \pm 10)^\circ\text{C}$ , а другий виділяється внаслідок обмеженої розчинності компонентів за температури  $(890 \pm 10)^\circ\text{C}$ . Вторинний розчин містить порівняно з первинним розчином більше заліза і має підвищену мікротвердість. Окрім цього, в структурі відбуваються процеси дисперсійного твердіння з виділенням фази NiMn в інтервалі  $(405 \pm 15)^\circ\text{C}$ .

Введення до 2,7 ваг. % Fe до складу сплавів Cu–Ni–Mn практично не впливає на такі технологічні властивості, як температура плавлення і рідкоплинність. Окалиностійкість і твердість при підвищенні вмісту заліза збільшуються. Однак, при цьому погіршуються міцність на розтяг і відносне видовження. Негативний вплив заліза посилюється при підвищенні температури випробувань до  $400^\circ\text{C}$ .

Після відпалу за температур  $500^\circ\text{C}$  і  $900^\circ\text{C}$  протягом 60 - 750 годин вторинний твердий розчин на основі  $\alpha$ -Cu розчиняється. Відносний вміст кристалів NiMn зростає зі збільшенням тривалості відпалу та зниженням температури відпалу до  $500^\circ\text{C}$ . З підвищенням вмісту заліза в сплавах процеси дисперсійного твердіння прискорюються протягом перших 60 годин відпалу, а потім залізо

практично не впливає на швидкість дисперсійного твердіння. Введення заліза сприяє виділенню більшої кількості зміцнювальної фази NiMn завдяки збільшенню кількості місць для зародження цієї фази під час відпалу.

Твердість за Брінелем сплавів Cu–Ni–Mn–Fe після відпалу за  $500^\circ\text{C}$  протягом 500 годин збільшується в середньому на 12 %. Після відпалу за  $900^\circ\text{C}$  протягом 500 годин міцність на розтяг сплавів Cu–Ni–Mn–Fe зростає (в середньому на 15 %), а відносне видовження падає (в середньому в 1,9 рази), особливо зі збільшенням вмісту заліза в сплавах.

Отримані результати досліджень свідчать про те, що сплави зв'язки Cu–Ni–Mn–Fe із вмістом заліза до 2,7 ваг. % можна використовувати для отримання композиційних покриттів за умови експлуатації за температури, яка не перевищує  $400^\circ\text{C}$ , та дотримання температурно-часових параметрів просочення з метою запобігання підвищенню вмісту заліза в зв'язці.

**Сухова О.В.** – професор, д.т.н., професор кафедри експериментальної фізики.

- [1] A.M. Zakharov, Industrial Non-Ferrous Metal Alloys (Metallurgy, Moscow, 1980).
- [2] O.V. Sukhova, V.A. Polonskyu, K.V. Ustinova, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 40(11), 1475 (2018); <https://doi.org/10.15407/mfint.40.11.1475>.
- [3] M. Schutze, R. Feser, R. Bender, Corrosion Resistance of Copper and Copper Alloys (Wiley-VCH, Weinheim, 2011).
- [4] O.V. Sukhova, V.A. Polonskyu, K.V. Ustinova, Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii 6(121), 77 (2018); <https://doi.org/10.32434/0321-4095-2018-121-6-77-83>.
- [5] S.R. Wright, F.H. Cocks, L. Gettleman, Journal of Dental Research 59(4), 708 (1980); <https://doi.org/10.1177/00220345800590040701>.
- [6] O.V. Sukhova, V.A. Polonskyu, K.V. Ustinova, Materials Science 55(2), 285 (2019); <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>.
- [7] M. Naboka, J. Giordano, Copper Alloys: Preparation, Properties and Applications (Nova Science Publishers Inc., UK, 2013).
- [8] S. Sharma, X.N. Dong, P. Wei, C. Long, Key Engineering Materials 837, 102 (2020); <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.837.102>.
- [9] S.I. Ryabtsev, V.A. Polonskyu, O.V. Sukhova, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 58(9-10), 567 (2020); <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00111-2>.
- [10] V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, K. Shimizu, A.G. Lekatou, V.I. Zurnadzhy, A.E. Karantzalis, H. Halfa, V.A. Mazur, B.V. Efremenko, Materials and Design 126, 278 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.04.022>.
- [11] J.P. Chubb, J. Billingham, Journal of Metals 30, 20 (1978); <https://doi.org/10.1007/BF03354350>.
- [12] W.H. Sun, H.H. Xu, Y. Du, S.H. Liu, Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry 33(4), 642 (2009); <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2009.07.003>.
- [13] P.M. Prysyazhnyuk, Metallurgical and Mining Industry 12, 346 (2015).
- [14] V.E. Bazhenov, M.V. Pikunov, V.V. Cheverikin, Metallurgical and Materials Transactions A 46, 843 (2015); <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2648-8>.
- [15] E. Schuermann, B. Prinz, Zeitschrift für Metallkunde 65(9), 593 (1974).
- [16] H. Kang, Z. Yang, X. Yang, J. Li, W. He, Z. Chen, E. Guo, L.-D. Zhao, T. Wang, Materials Today Physics 17, 100332 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.mtphys.2020.100332>.
- [17] R. Wang, Y. Fu, G. Xie, Z. Hao, S. Zhang, X. Liu, Metals 10, 1528 (2020); <https://doi.org/10.3390/met10111528>.
- [18] W. Xie, Q. Wang, X. Mi, G. Xie, D. Liu, X. Gao, Y. Li, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 25(10), 3247 (2015); [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(15\)63960-7](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(15)63960-7).
- [19] M. Miki, S. Hori, Journal of The Japan Institute of Metals and Materials 46(3), 301 (1982); [https://doi.org/10.23333320/jinstmet1952.46.3\\_301](https://doi.org/10.23333320/jinstmet1952.46.3_301).
- [20] I.M. Spiridonova, O.V. Sukhova, A.P. Vashchenko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 21(2), 122 (1999).

- [21] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, V.F. Butenko, A.P. Zhudra, A.I. Litvinenko, A.I. Belyi, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 32(2), 139 (1993) (<https://doi.org/10.1007/BF00560039>).
- [22] P.M. Brune, Masters Theses, 7850 (2017); [https://scholarsmine.mst.edu/masters\\_theses/7850](https://scholarsmine.mst.edu/masters_theses/7850).
- [23] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, S.B. Pilyaeva, O.G. Bezrukavaya, Metallurgical and Mining Industry 3, 58 (2002).
- [24] O.V. Sukhova, Y.V. Syrovatko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 33(Special Issue), 371 (2011).
- [25] T.A. Shihab, L.S. Shlapak, N.S. Namer, P.M. Prisyazhnyuk, O.O. Ivanov, M.J. Burda, Journal of Physics Conference Series 1741, 012031 (2021); <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1741/1/012031>.
- [26] J. Zou, L. Shi, H. Shi, Q. Feng, S. Liang, Materials Research Express 7, 056504 (2020); <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab8bld>.
- [27] N. Koji, S. Shairo, Technical Reports of Sumitomo Light Metals 22(1-2), 22 (1981).
- [28] P. Sakiewicz, R. Nowosielski, R. Babilas, Indian Journal of Engineering and Materials Sciences 22(4), 389 (2015).
- [29] S. Hocker, P. Binkele, S. Schmauder, Applied Physics 115, 679 (2014); <https://doi.org/10.1007/s00339-013-7850-9>.
- [30] Y. Wang, J. Yin, X. Liu, R. Wang, H. Hou, J. Wang, Progress in Natural Science: Materials International 27(4), 460 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2017.06.005>.
- [31] N. Taiji, H. Mitsuhiro, Journal of Iron and Steel Institute 67(14), 2085 (1981).
- [32] V.G. Rivlin, G.V. Raynor, International Metals Review 28(1), 23 (1983); <https://doi.org/10.1179/imtr.1983.28.1.23>.
- [33] S. Reeh, D. Music, M. Ekholm, I. Abrikosov, J.M. Schneider, Physical Review B. Condensed Matter and Materials Physics 87, 22 (2013); <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.87.224103>.
- [34] O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, Functional Materials 26(3), 495 (2019); <https://doi.org/10.15407/fm26.03.495>.
- [35] O.P. Ostash, V.V. Kulyk, T.M. Lenkovskiy, Z.A. Duriagina, V.V. Vira, T.L. Tepla, Archives of Materials Science and Engineering 90(2), 49 (2018); <https://doi.org/10.5604/01.3001.0012.0662>.
- [36] A.P. Vashchenko, I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, Metallurgia 39(2), 89 (2000).
- [37] Z. M. Rykavets, J. Bouquerel, J.-B. Vogt, Z. A. Duriagina, V. V. Kulyk, T. L. Tepla, L. I. Bohun, T. M. Kovbasyuk, Progress in Physics of Metals 20(4), 620 (2019); <https://doi.org/10.15407/ufm.20.04.620>.
- [38] Z.A. Duryagina, S.A. Bepalov, A.K. Borysyuk, V.Ya. Pidkova, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 33(5), 615 (2011).
- [39] I.M. Spirydonova, O.V. Sukhova, G.V. Zinkovskij, Metallurgical and Mining Industry 4(4), 2 (2012).
- [40] P.M. Prisyazhnyuk, T.A. Shihab, V.H. Panchuk, Materials Science 52(11), 188 (2016); <https://doi.org/10.1007/s11003-016-9942-0>.
- [41] O.V. Sukhova, Y.V. Syrovatko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 41(9), 1171 (2019); <https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1171>.
- [42] Yu.D. Myshko, V.G. Nechyporenko, A.N. Gladchenko, N.V. Matkovskyy, N.E. Gonchak, Chemical and Oil Machine Building 6, 28 (1983).
- [43] G.V. Samsonov, Yu.G. Tkachenko, V.F. Berdikov, Carbides and Carbide-Based Alloys (Naukova dumka, Kyiv, 1976).

O.V. Sukhova

## The Effect of Iron on Precipitation Hardening in the Cu-Ni-Mn Alloys

*The Oles' Honchar Dniprovs'k National University, Dnipro, Ukraine, [sukhovaya@ukr.net](mailto:sukhovaya@ukr.net)*

The peculiarities in the structure and properties formation of precipitation-hardened Cu–Ni–Mn–Fe alloys within the concentration range of Ni (19.3 - 21.0 %), Mn (19.5 - 20.5 %), Fe (0.6 - 2.7 %), Cu – balance (in wt. %) were investigated in this work. The methods of quantitative metallography, X-ray analysis, scanning electron microscopy, energy-dispersive spectroscopy and differential thermal analysis were applied. Two solid solutions based on  $\alpha$ -Cu differing in composition and hardness were found in the structure of the cast Cu–Ni–Mn–Fe alloys. The temperature ranges of solutions' formation were determined as  $(1010 \pm 10)^\circ\text{C}$  and  $(890 \pm 10)^\circ\text{C}$ , correspondingly. NiMn phase was also formed at  $(405 \pm 15)^\circ\text{C}$  due to precipitation hardening. In the Cu–Ni–Mn–Fe alloys annealed at 500 and 900 °C for 60 - 750 hours, the volume fraction and size of NiMn precipitates increased with prolonging annealing time and lowering annealing temperature. As iron content was raised up to 2.7 wt. %, the density of NiMn precipitates increased, especially during first 60 hours of annealing at 900 °C. By adding iron, oxidation resistance was improved, but melting temperature and fluidity did not yield any significant change. Hardness of the Cu–Ni–Mn–Fe alloys with higher iron contents increased by 10 HRB on average. However, when test temperature was raised up to 400 °C, tensile strength decreased (by ~1.3 times) and elongation dropped markedly (by ~10 times).

**Key words:** Cu–Ni–Mn–Fe alloys, precipitation hardening, annealing, mechanical properties, performance characteristics.