

PACS numbers: 62.20.fg, 81.05.Bx, 81.05.Mh, 81.20.Ev, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Порівняльна аналіза структури, фазового складу та властивостей високоентропійних керметів системи Ti–Cr–Fe–Ni–C, одержаних методами порошкової металургії та дугового перетоплення

Г. А. Баглюк, М. В. Марич, С. Ф. Кирилук, О. М. Мисливченко,
О. А. Голубенко, О. С. Макаренко

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна*

В статті наведено результати дослідження структури та властивостей високоентропійних керметів системи Ti–Cr–Fe–Ni–C, одержаних із вихідної суміші з порошків феротитану, високовуглецевого ферохрому та нікелю з використанням методів порошкової металургії (гарячого штампування порошкових пресовок) і дугового перетоплення. Зразки, одержані за обома технологіями, піддавалися наступному відпалу за температур у 1000, 1100 та 1200°C. За результатами рентгенофазової аналізи встановлено, що фазовий склад стопу включає два неупорядковані тверді розчини з ГЦК- (переважно) й ОЦК-структурами та карбідні фази: кубічну MeC (для гарячештамованих зразків) і Me₇C₃ (для зразків, одержаних дуговим перетопленням). Показано істотну відмінність характеру мікроструктури стопів, одержаних за різними технологіями. Оцінка механічних характеристик одержаних матеріалів показала, що їхня твердість у вихідному стані складає $\cong 62$ HRC, а розрахункові значення границі плинності σ_s , одержані за результатами індентування, для матеріалів обох технологій виготовлення складає близько 3,0 ГПа. Відпал і підвищення його

Corresponding author: Hennadiy Anatoliyovych Bagliuk
E-mail: gbag@ukr.net

*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Omeljan Pritsak Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: H. A. Bagliuk, M. V. Marich, S. F. Kirilyuk, O. M. Myslivchenko, O. A. Golubenko, and O. S. Makarenko, Comparative Analysis of the Structure, Phase Composition and Properties of High-Entropy Cermets of Ti–Cr–Fe–Ni–C System Obtained by Powder Metallurgy and Arc Remelting Methods, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 4: 537–553 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.04.0537](https://doi.org/10.15407/mfint.45.04.0537)

температури призводить до деякого зменшення значень твердості та границі плинності стопу.

Ключові слова: високоентропійний стоп, ферростоп, порошкова металургія, гаряче штампування, дугове перетоплення, структура, фазовий склад, твердість.

The results of research of the structure and properties of high-entropy cermetts of Ti–Cr–Fe–Ni–C system prepared from the original mixture of ferrotitanium, high-carbon ferrochrome, and nickel powders, using methods of powder metallurgy (hot forging of powder preforms) and arc remelting, are presented in this article. The samples obtained by means of both technologies are subjected to subsequent annealing at temperatures of 1000, 1100 and 1200°C. As established based on the results of x-ray diffraction analysis, the phase composition of the alloy includes two disordered solid solutions with f.c.c. (predominantly) and b.c.c. structures, and carbide phases: cubic MeC (for hot-forged samples) and Me_7C_3 (for samples obtained by arc remelting). A significant difference in the nature of the microstructure of alloys obtained by different technologies is shown. The evaluation of the mechanical characteristics of the obtained materials shows that their hardness in the initial state is of 62 HRC, and the estimated values of the yield strength σ_s obtained from the results of indentation for the materials of both manufacturing technologies is of about 3.0 GPa. Annealing and increasing its temperature leads to a certain decrease in the values of hardness and yield strength of the alloy.

Key words: high-entropy alloy, ferroalloy, powder metallurgy, hot forging, arc remelting, structure, phase composition, hardness.

(Отримано 30 січня 2023 р.; остаточн. варіант — 28 лютого 2023 р.)

1. ВСТУП

В останнє десятиріччя одним з напрямів сучасного матеріалознавства, який відзначається бурхливим розвитком, є напрям, пов'язаний із розробками в області нового класу матеріалів — багатокомпонентних високоентропійних стопів (ВЕСів) [1–6]. Такі стопи зазвичай складаються з 5–10 елементів, які в шихтовому складі знаходяться, як правило, в близькому до еквіатомного співвідношенні.

Особливістю цього класу матеріалів є те, що висока кількість елементів, які входять до компонентного складу ВЕСів, не приводить до формування багатьох складних і крихких фаз, як очікується з потрійних фазових діаграм. Натомість утворюються переважно прості тверді розчини з ГЦК- й ОЦК-структурами, що пояснюється ефектом високої ентропії змішання елементів у стопах [7]. ВЕСи відзначаються унікальним комплексом основних фізико-механічних характеристик, таких як висока міцність, твердість, стійкість до термічного впливу, зносостійкість і корозійна стійкість

як за кімнатної, так і за підвищеної температури.

Вважається, що високі механічні властивості ВЕСів забезпечуються головним чином за рахунок того, що наявність у кристалічній ґратниці твердого розчину заміщення різнорідних атомів елементів з різною електронною будовою, розміром і термодинамічними властивостями приводить до її значного спотворення та сповільнення дифузії атомів у багатокомпонентній елементарній матриці. Це сприяє значному твердорозчинному зміцненню стопу, а висока ентропія змішання елементів у стопі приводить до мінімізації Гіббсової вільної енергії, забезпечує підвищену термічну стабільність фазового складу та структурного стану, а отже, і високого рівня властивостей стопу — механічних, фізичних, хемічних [7–9].

Переважає більшість відомих на сьогодні з наукових публікацій ВЕСів є металевими стопами. Однак в останній час з'являється цілий ряд робіт, присвячених розробці та дослідженню високоентропійної оксидної та неоксидної кераміки — стопів, які мають у своєму складі значний вміст карбідів, боридів, нітридів, силіцидів або оксидів [10–15]. Такі керамічні матеріали також складаються з багатьох елементів, що поєднані в одній–двох фазах внаслідок прояву високої конфігураційної ентропії. Високоентропійна кераміка відзначається достатньо високими значеннями жароміцності, твердості та високою зносостійкістю, але, як і будь-яка кераміка, вона достатньо крихка.

Проміжне положення між металевими та керамічними високоентропійними стопами займають високоентропійні кермети — гетерогенні композити, що складаються з однієї або кількох керамічних (високомодульних) фаз з металами або металевими стопами та характеризуються комплексом властивостей, що не притаманні вихідним компонентам [16–19]. Як правило, кермети успадковують високі значення твердості та зносостійкості, характерні для кераміки, і в той же час достатню в'язкість за рахунок наявності металевої складової.

Технологічно найбільш розповсюджені методи виготовлення ВЕСів ґрунтуються переважно на використанні ливарних технологій, зокрема вакуумно-дугового топлення. Проте стопи, одержані металургійними методами, мають і традиційні недоліки, властиві ливарним стопам. До них, зокрема, відноситься наявність у структурі металу усадних пор, раковин і дендритної ліквіації, які утворюються під час кристалізації розтопів. Недоліки, притаманні ливарним стопам, сприяли більш широкому розвитку методів порошкової металургії для одержання ВЕСів [20–22].

Відносно компонентного складу необхідно відзначити, що переважна більшість створених на сьогоднішній день ВЕСів виготовляються з чистих металів як компонентів вихідної сировини та містять у значних кількостях такі високовартісні та дефіцитні елемен-

ти, як Co, V, Nb, Mo, Ta, W, Hf, Zr тощо, що значно звужує економічну доцільність широкого практичного застосування ВЕСів. Це зумовлює доцільність розробки нових складів таких стопів на основі менш витратних ресурсозбережних підходів з використанням відносно дешевих і доступних складових за умови забезпечення високих фізико-механічних та експлуатаційних властивостей останніх.

В той же час у традиційній металургійній практиці широко застосовують феростопи — стопи Феруму з Силіцієм, Манганом, Хромом та іншими елементами, які є напівпродуктами металургійного виробництва. Феростопи використовуються під час топлення криці та чавунів, для розкиснення та легування рідкого металу, зв'язування шкідливих домішок, надання металу необхідної структури та властивостей тощо [23]. Використання феростопів як компонентів для легування розтопів має цілий ряд економічних і технічних переваг у порівнянні з металами у чистому вигляді. Зокрема, вартість легування розтопу металом у вигляді феростопу істотно нижча, ніж в разі використання чистих металів. Феростопи характеризуються, як правило, нижчими температурами топлення у порівнянні з чистими металами, що полегшує розчинення їх у розтопі, підвищує ступінь засвоєння легувальних елементів розтопом і знижує вигар.

Ефективність використання феростопів для виготовлення високоентропійних стопів відзначено, зокрема, в [24].

Враховуючи вищенаведене, метою даної роботи були оцінювання можливостей одержання з використанням методів порошкової металургії та дугового перетоплення полікомпонентного високоентропійного стопу системи Ti–Cr–Fe–Ni–C з використанням в якості вихідної шихти суміші порошків феростопів і ніклю, встановлення загальних закономірностей і порівняльна аналіза особливостей фазо- та структуроутворення і властивостей керметів.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Як вихідні компоненти для виготовлення високоентропійного стопу використовували порошки феростопів: феротитану ФТи70 з 70% Ti та високовуглецевого ферохрому ФХ800, що містить $\cong 65\%$ Cr та 8,3% Карбону, одержані подрібненням кускових фрагментів, і порошок ніклю ПНЭ-1 чистотою у 99,5%. Вихідну суміш для синтези стопів готували змішуванням по 33,3% мас. кожного із цих компонентів.

Стопи виготовлялися за двома різними технологічними схемами: з використанням технології порошкової металургії та дуговим перетопленням.

Перша технологічна схема включала пресування вихідних по-

рошкових сумішей під тиском у 700 МПа з одержанням заготовок $\varnothing 40$ мм і висотою у 12 мм, наступне гаряче штампування їх і відпал гарячештампованих зразків за температур у 1000, 1100 та 1200°C. Гаряче штампування спресованих заготовок проводили на механічному дугостаторному пресі ФБ1732 у відкритому штампі, схему якого наведено на рис. 1. Нагрів заготовок під штампування проводився в електропечі опору в середовищі аргону. Температура нагріву заготовок складала 1150°C.

Дугове топлення пресовок аналогічного складу здійснювали в електропечі МІФІ-9-3 в середовищі очищеного аргону за допомогою вольфрамової невитратної електроди з наступним відпалом одержаних стопів за тих же температур.

Відпал зразків проводили в печі резистивного нагріву Termolab СНОЛ 15/1300. Тривалість відпалу всіх зразків — 2 години.

Рентгеноструктурну аналізу зразків проводили на дифрактометрі ДРОН УМ-1 у кобальтовому випроміненні. Дифрактограми від поверхні зразків знімали за напруги на рентгенівській трубці у 30 кВ і сили струму у 25 мА, використовуючи методу покрокового сканування із кроком сканування у 0,05° і часом експозиції в точці від 2 с. Обробку дифрактограм виконували за допомогою програми для повнопрофільної аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних складових PowderCell 2.4.

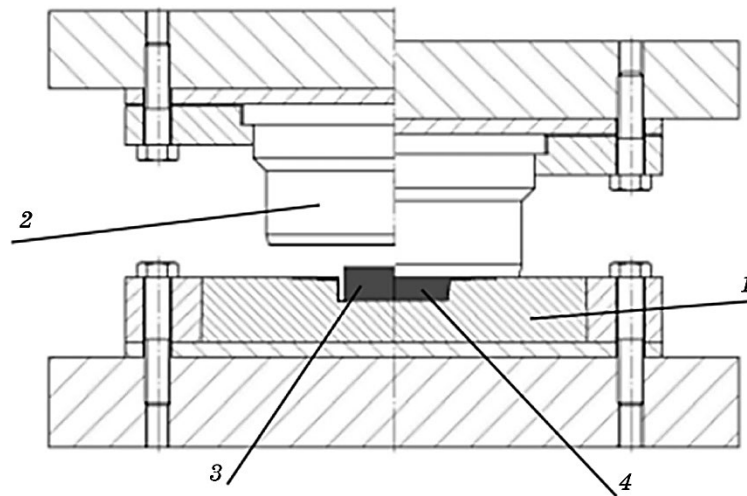


Рис. 1. Конструкційна схема штампі для гарячого штампування порошкових заготовок: 1 — матриця, 2 — пуансон, 3 — вихідна заготовка, 4 — поковка.

Fig. 1. Structural diagram of a die block for hot forging of powder preforms: 1—matrix, 2—punch, 3—initial preform, 4—forged workpiece.

Дослідження мікроструктури проводили з використанням оптичного мікроскопа XJL-17 і сканувального електронного мікроскопа JEOL Superprob-733. Шліфи щавили з використанням водного розчину 10% HF + 15% HNO₃.

Комплекс механічних характеристик визначали методом інденування на приладі «Мікрон-гама» відповідно до стандарту ISO 14577-1:2002. Інденування проводилося тригранною алмазною пірамідкою Берковича з кутом заточки біля вершини у 65° під навантаженням на індентор $P = 150$ г і витримкою під навантаженням у 15 с із записом діаграми навантаження–розвантаження в координатах «навантаження P –заглиблення h ».

За результатами інденування із залежності

$$HM = F_{\max}/A_p, \quad (1)$$

де F_{\max} — максимальне навантаження на індентор, A_p — площа проєкції відбитка в матеріалі, яка для індентора Берковича становить $A_p = 24,5h_c^2$, визначали твердість за Мейєром HM .

Границю плинності вихідних стопів і стопів після відповідних режимів відпалу розраховували із Тейборової залежності:

$$\sigma_s = HM/3 \quad (2)$$

на основі даних щодо середніх значень мікротвердості HM за Мейєром, одержаних під час інденування кожного зразка.

Пластичність стопу оцінювали за характеристикою пластичності δ_A , яка визначалася за співвідношенням площ під кривими навантаження та розвантаження зразків під час інденування [25]:

$$\delta_A = A_p/A_t = A_p/(A_p + A_v), \quad (3)$$

де A_t — загальна робота деформації, A_v й A_p — пружня та пластична компоненти роботи деформації за інденування.

Характеристики макротвердості одержаних стопів оцінювали також мірянням на твердомірі ТК-14-250 за Роквелловою методою по шкалі С згідно з ISO 6508-1:2013.

Густина зразків, одержаних гарячим штампуванням і дуговим перетопленням, визначали методом гідростатичного зважування.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Як показали результати оцінювання середньої густини зразків, одержаних з використанням обох технологічних схем, густина гарячештапованих зразків складала 6,71 г/см³, а зразків, одержаних дуговим перетопленням, — 6,73 г/см³ за теоретичної (розраху-

нкової) густині ступу у $6,90 \text{ г/см}^3$. Таким чином, поруватість вихідних зразків складала близько 2,5–2,7%.

Результати рентгеноструктурної аналізи одержаних зразків (рис. 2, *a–z*) показали, що після гарячого штампування порошкових заготовок фазовий склад ступу включає два неупорядковані тверді розчини з ОЦК- та ГЦК-структурами, кубічний карбід MeC (типу TiC), що утворився в результаті взаємодії карбону з наявною у складі ферохрому карбідної фази $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ з іншими елементами ступу, та незначну кількість інтерметаліду типу Ni_3Ti .

Відпал гарячештампованих зразків приводить до помітної зміни фазового складу ступу. Так, інтерметалева фаза, що не є термодинамічно стабільною, зникає вже після відпалу за 1000°C та супроводжується збільшенням вмісту карбідної фази. Підвищення температури відпалу до 1100°C приводить до помітного зменшення кількості ОЦК- та ГЦК-фазових складових і зростання вмісту кубічного карбіду у порівнянні з вихідним гарячештампованим стопом (табл. 1).

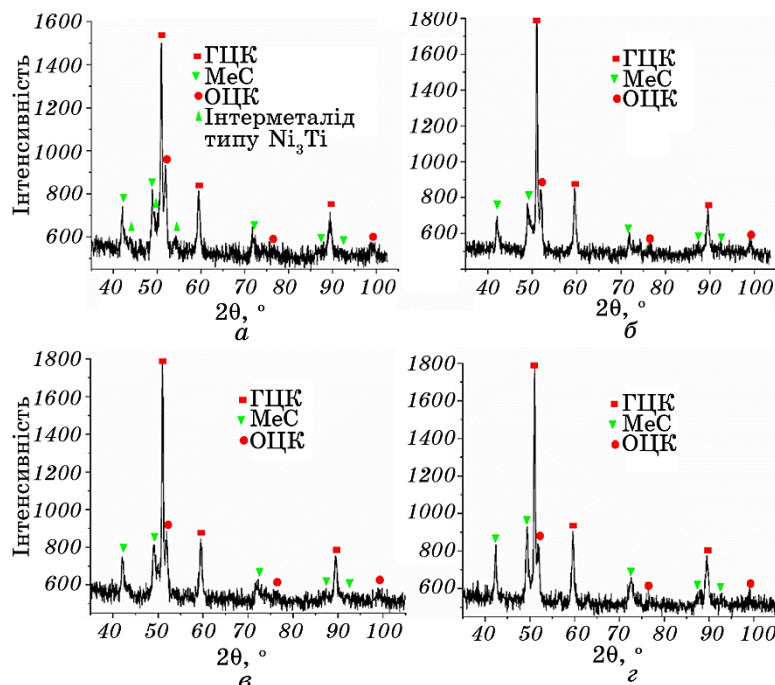
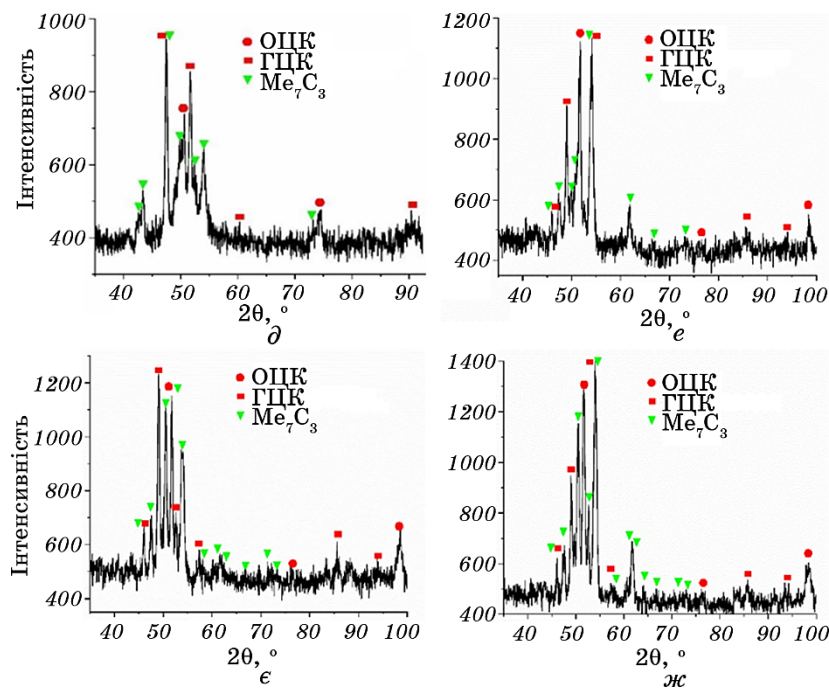


Рис. 2. Рентгенограми зразків ступу, одержаних гарячим штампуванням (*a–z*) і дуговим перетопленням (*б–ж*): без відпалу (*a, б*) та після відпалу за 1000°C (*б, в*), 1100°C (*в, е*) та 1200°C (*з, ж*).

Fig. 2. The x-ray patterns of alloy samples produced by hot forging (*a–z*) and arc remelting (*б–ж*): without annealing (*a, б*) and after annealing at 1000°C (*б, в*), 1100°C (*в, е*) and 1200°C (*з, ж*).



Продовження рис. 2.

Continuation of Fig. 2.

ТАБЛИЦЯ 1. Результати кількісної фазової аналізи ВЕСів в залежності від температури відпалу.

TABLE 1. Results of quantitative phase analysis of high-entropy alloys depending on annealing temperature.

Фази	Вміст фаз (% об.) за температури відпалу, °C			
	Без відпалу	1000	1100	1200
Гаряче штампування				
ОЦК	12	10	8	7
ГЦК	50	50	43	48
MeC	33	40	49	45
Ni ₃ Ti	5	—	—	—
Дугове перетоплення				
ОЦК	5	10	10	18
ГЦК	60	60	53	64
Me ₇ C ₃	35	30	37	18

Результати розрахунку параметрів тонкої структури ГЦК-фази гарячештампованих зразків, виконаного з використанням програмного комплексу PowderCell 2.4, показали, що в результаті відпалу та з підвищенням температури останнього величина області когерентного розсіювання (ОКР) помітно збільшується, тоді як значення дисторсій $(\Delta d/d)_{hkl}$ зменшується (табл. 2).

Фазовий склад аналогічного стопу, одержаного дуговим перетопленням, помітно відрізняється від гарячештампованого матеріалу. Безпосередньо після перетоплення дифракційні лінії рентгенограми мають низьку інтенсивність відносно фону; також вони сильно розширені (рис. 2, *д*), що є наслідком сильного спотворення кристалічної ґратниці, викликаного високою швидкістю кристалізації стопу на мідній водоохолоджуваній подині (швидкість охолодження виливків становила близько 80–100°C/с).

На цій дифрактограмі нам вдалося надійно встановити наявність трьох фаз — ОЦК-фази, карбіду типу Me_7C_3 та ГЦК-інтерметалідної фази зі структурою типу Ti_2Ni .

Відпал усуває значні термічні напруження та приводить практично до ліквідації субблочної структури зерен (рис. 2, *е–ж*). В той же час, на відміну від гарячештампованих зразків, після відпалу в складі стопу істотно збільшується вміст ОЦК-фази, а з підвищенням температури відпалу до 1200°C помітно зменшується вміст карбідної фази за рахунок підвищення концентрації ОЦК- та ГЦК-фазових складових (табл. 1). Розрахувати характеристики тонкої структури основної фази (ГЦК) стопу, одержаного дуговим перетопленням, не представляється можливим, оскільки основний її дифракційний максимум перекривається дифракційним максимумом від Me_7C_3 .

Оцінка механічних характеристик стопів, проведена з використанням методи індентування, показала, що середні значення твердості за Мейером HM вихідних стопів, одержаних за обома технологічними схемами, незначно відрізняються та знаходяться на рів-

ТАБЛИЦЯ 2. Залежність параметрів тонкої структури ГЦК-фази гарячештампованих зразків від температури відпалу.

TABLE 2. Dependence of the parameters of the f.c.c. structure of hot-forged samples on the annealing temperature.

Температура відпалу, °C	ОКР, нм	$e \approx (\Delta d/d)_{hkl}$
без відпалу	19	0,0022
1000	21	0,0013
1100	26	0,0011
1200	32	0,0006

ні 8,95–9,0 ГПа (рис. 3). Відпал і підвищення його температури приводять до закономірного зменшення твердості стопів. Звертає, однак, на себе увагу той факт, що, тоді як значення твердості *НМ* гарячештампованих зразків для кожного з режимів оброблення (вихідні та відпалені зразки) варіюються у діапазоні відхилів від середнього значення від $\pm 0,32$ до $\pm 0,56$ ГПа (рис. 3, *а*), для зразків, одержаних дуговим перетопленням, ширина діапазону варіювання значень мікротвердості для температур відпалу 1100°C та 1200°C істотно збільшується до $\pm 0,74$ –1,0 ГПа (рис. 3, *б*).

Зазначена закономірність пояснюється істотною відмінністю характеру мікроструктури стопів, одержаних за різними технологічними режимами (рис. 4). Так, мікроструктура зразків після гарячого штампування є однорідною та відносно дисперсною із середнім розміром зерен у 5–15 мкм. Звертає на себе увагу наявність помітної анізотропії матеріалу в гарячештампованих зразках, що проявляється у характерній для порошкових гарячештампованих матеріалів і відзначеній, зокрема, в роботах [26, 27] витягнутості зеренної структури стопу в напрямку, перпендикулярному до напрямку прикладання зусилля штампування (рис. 4, *а*). В процесі відпалу принципових змін у мікроструктурі гарячештампованих зразків (у порівнянні із вихідним станом) не відбувається (рис. 3), що узгоджується з даними рентгенофазової аналізи; однак після відпалу вже за 1000°C морфологія структури стопу змінюється і стає значною мірою рівновісною (рис. 4, *б*). З підвищенням температури відпалу до 1100°C дещо збільшується вміст і розмір включень білої фази (рис. 4, *в*). З даних рентгенофазової аналізи можна припустити, що відбувся перерозподіл фаз, і ці білі включення — карбід *MeC*. За 1200°C продовжує відбуватися перерозподіл фаз: як роз-

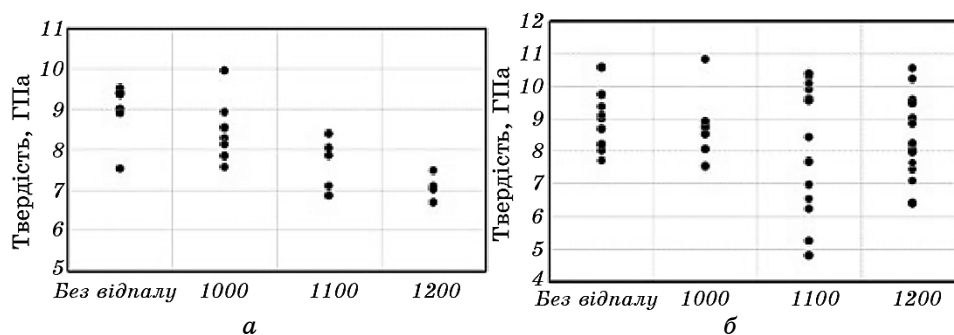


Рис. 3. Залежність твердості *НМ* за Мейером стопів, одержаних гарячим штампуванням (*а*) і дуговим перетопленням (*б*), від температури відпалу.

Fig. 3. Dependence of Meyer hardness *НМ* of alloys produced by hot forging (*a*) and arc remelting (*b*) on annealing temperature.

мір, так і кількість включень карбіду MeC дещо зменшуються (рис. 4, *з*), в той час як кількість фази із ГЦК-структурою (ясно-сірої фази) — збільшується.

На відміну від порошкових гарячештапованих стопів, мікроструктура топлених зразків відзначається наявністю помітної кількості зерен світлої фази з характерною дендритною морфологією, а також значно темніших ділянок, характерних для твердого розчину (рис. 4, *д*). Відпал за 1000°C приводить до зменшення вмісту дендритної складової структури та підвищення кількості зерен рівновісної конфігурації (рис. 4, *е*), а зі збільшенням температури відпалу до 1100 та 1200°C в структурі стопу з'являється значна кі-

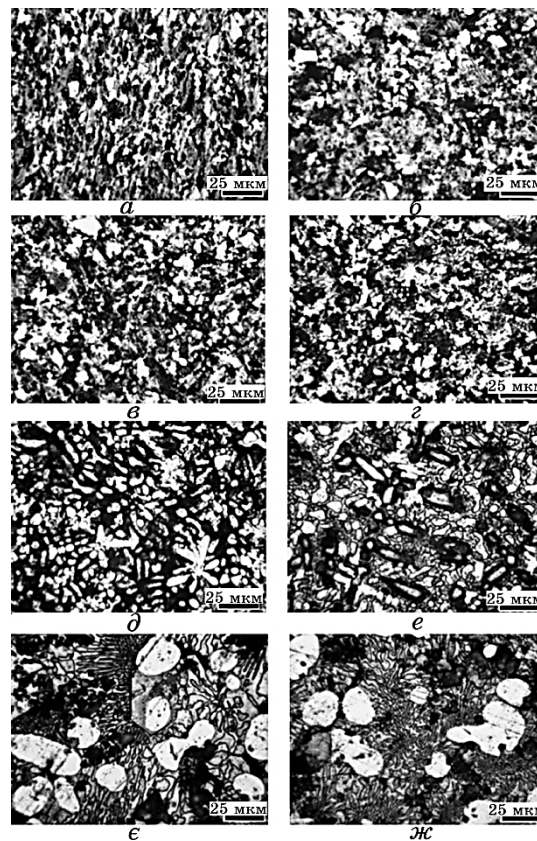


Рис. 4. Мікроструктура зразків стопів, одержаних гарячим штампуванням (*а–г*) та дуговим перетопленням (*д–ж*): без відпалу (*а, д*) та після відпалу за 1000°C (*б, е*), 1100°C (*в, є*) та 1200°C (*з, ж*).

Fig. 4. The microstructure of alloy samples obtained by hot forging (*a–g*) and arc remelting (*d–j*): without annealing (*a, d*) and after annealing at 1000°C (*b, e*), 1100°C (*v, e*) and 1200°C (*z, j*).

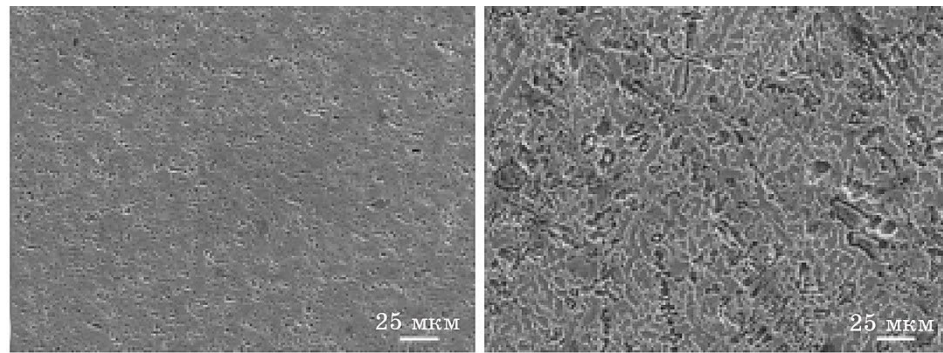


Рис. 5. СЕМ-зображення мікроструктури порошкових гарячештампованого (а) та одержаного дуговим перетопленням (б) стопів після відпалу за 1000°C.

Fig. 5. SEM image of the microstructure of hot-forged powder alloy (a) and alloy obtained by arc remelting (b) after annealing at 1000°C.

лькість достатньо крупних зерен у вигляді глобул розміром у 15–25 мкм (рис. 4, є, ж).

Істотна відмінність характеру мікроструктури гарячештампованих й одержаних дуговим перетопленням стопів наочно ілюструється також даними електронної мікроскопії (рис. 5), на яких наведено СЕМ-зображення структури зразків, одержаних за різними технологічними методами та відпалених за 1000°C. Наведені зображення уможливають зробити висновок, що структура гарячештампованих стопів помітно більш дисперсна й однорідна у порівнянні зі стопом, одержаним дуговим перетопленням.

Розрахункові значення границі плинності обох вихідних стопів (без термічного оброблення), одержаних за різними технологічними схемами, відповідають (згідно із Тейборовою залежністю (2)) значенням σ_s близько 3,0 ГПа. Відпал закономірно приводить до зменшення границі плинності стопів, причому, якщо для вихідних зразків (без відпалу) та зразків, відпалених за 1000°C, середні значення σ_s для стопів за обома технологіями виготовлення відрізняються вкрай незначно, то після відпалу за 1100 та 1200°C їхні значення для гарячештампованих зразків зменшуються більшою мірою у порівнянні зі стопами, одержаними дуговим перетопленням (рис. 6, а).

Величина макротвердості за Роквеллом для вихідних стопів обох технологій виготовлення складає близько 62 HRC та, аналогічно до границі плинності, зменшується із підвищенням температури відпалу. Однак, на відміну від σ_s , твердість відпалених гарячештампованих зразків дещо перевищує твердість перетоплених зразків для всіх температур відпалу (рис. 6, б). Необхідно також відзначити до-

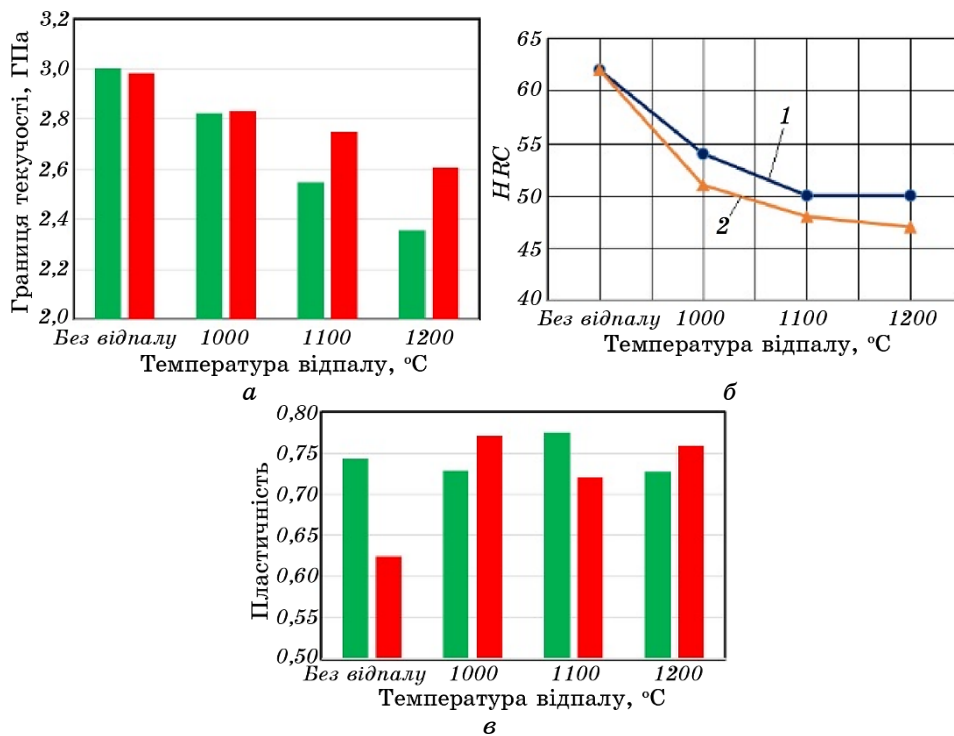


Рис. 6. Залежність границі плинності (а), твердості (б) та пластичності (в) ступів, одержаних гарячим штампуванням (1, ■) і дуговим перетопленням (2, ■), від температури відпалу.

Fig. 6. Dependence of yield strength (а), hardness (б) and plasticity (в) of alloys obtained by hot forging (1, ■) and arc remelting (2, ■) on annealing temperature.

статньо хорошу теплостійкість одержаного ступу: внаслідок наявності в структурі ступу карбідів Титану та Хрому, твердість останнього залишається на достатньо високому рівні у 47–50 HRC навіть після відпалу за 1200°C.

На відміну від характеристик твердості та границі плинності, пластичність ступів, одержаних за різними технологічними режимами, відзначається вкрай незначною залежністю від температури відпалу (рис. 6, в). Так, значення пластичності δ_A , розраховані за залежністю (3) з використанням даних кривих індування (рис. 7), для вихідних гарячештамованих і відпалених ступів та відпалених ступів, одержаних дуговим перетопленням, знаходяться в діапазоні 0,72–0,78. В той же час пластичність вихідного топленого ступу істотно нижча: $\delta_A = 0,625$, що ілюстративно відображається кривою 5 на рис. 7, б та узгоджується із даними рентгенограми пе-

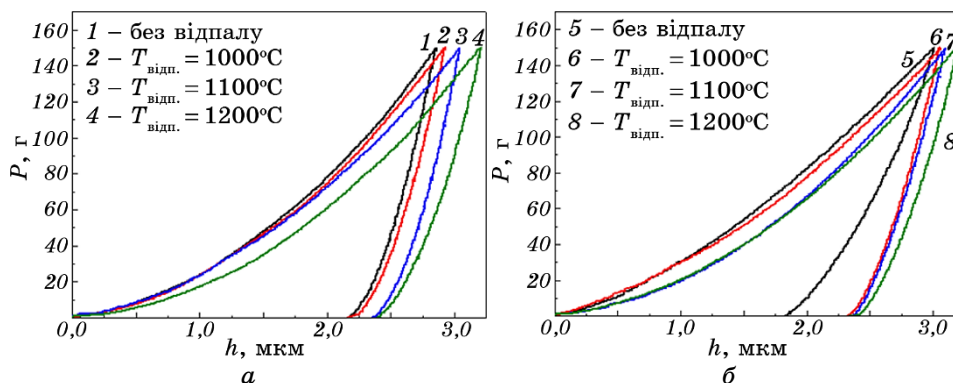


Рис. 7. Типові діаграми індентування для зразків, одержаних гарячим штампуванням порошкових заготовок (а) і дуговим перетопленням (б).

Fig. 7. The typical indentation diagrams for samples obtained by hot forging of powder preforms (a) and arc remelting (b).

ретопленого стопу, які вказують на сильне спотворення кристалічної ґратниці останнього (рис. 2, д).

4. ВИСНОВКИ

1. З використанням двох технологічних методів, — порошкової металургії, що включали операції пресування заготовок, гарячого штампування їх і наступного відпалювання, та дугового перетоплення з наступним відпалюванням, — з вихідної суміші з порошків феротитану, високовуглецевого ферохрому та ніклю одержано високоентропійний кермет на основі системи Ti-Cr-Fe-Ni-C .

2. За результатами рентгеноструктурної аналізи встановлено, що фазовий склад стопу включає два неупорядковані тверді розчини з ГЦК- (переважно) й ОЦК-структурами та карбідні фази: кубічну MeC (для гарячештампованих зразків) і Me_7C_3 (для зразків, одержаних дуговим перетопленням).

3. Показано істотну відмінність характеру мікроструктури стопів, одержаних за різними технологічними схемами. Структура гарячештампованих стопів помітно більш дисперсна й однорідна у порівнянні зі стопом, одержаним дуговим перетопленням.

4. Оцінка механічних характеристик стопів, проведена з використанням методи індентування, показала, що середні значення твердості за Мейером вихідних стопів, одержаних за обома технологічними схемами, незначно відрізняються та знаходяться на рівні 8,95–9,0 ГПа, що відповідає значенням границі пластичності σ_s (згідно із Тейборовою залежністю) близько 3,0 ГПа. Відпал і підвищен-

ня його температури призводить до закономірного зменшення значень твердості та σ_s стопів.

5. Величина твердості за Роквеллом для вихідних стопів обох технологій виготовлення складає близько 62 HRC та, аналогічно до границі плинності, зменшується із підвищенням температури відпалу. Твердість відпалених гарячештампованих зразків дещо перевищує твердість перетоплених зразків для всіх температур відпалу. Відзначено високу теплостійкість одержаного стопу: твердість останнього залишається на достатньо високому рівні (47–50 HRC) навіть після відпалу за 1200°C.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. W. Yeh, *Ann. Chim. Sci. Mat.*, **31**: 633 (2006).
2. J. W. Yeh, *Materials Science Forum*, **560**: 1 (2007).
3. M. H. Tsai and J. W. Yeh, *Mater. Res. Lett.*, **2**: 107 (2014).
4. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 8: 1 (2014).
5. E. J. Pickering and N. G. Jones, *Int. Mater. Rev.*, **61**, No. 3: 183 (2016).
6. B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, and P. Bhattacharjee, *High-Entropy Alloys* (Elsevier: 2019).
7. С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский, *Вестник ТГУ*, **18**, вып. 4: 1938 (2013).
8. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**: 103505 (2011).
9. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, M. V. Karpets, and É. P. Pechkovskii, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **54**: 607 (2016); <https://doi.org/10.1007/s11106-016-9754-7>
10. S. Akramia, P. Edalatia, M. Fujia, and K. Edalati, *Mater. Sci. Eng. R*, **146**: 100644 (2021).
11. R.-Z. Zhan and M. J. Reece, *J. Mater. Chem. A*, **7**: 22148 (2019).
12. C. Oses, C. Toher, and S. Curtarolo, *Nat. Rev. Mater.*, **5**: 295 (2020).
13. A. Sarkar, B. Breitung, and H. Hahn, *Scripta Mater.*, **187**: 43 (2020).
14. J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, S. Jiang, T. Hu, M. C. Quinn, W. M. Mellor, N. Zhou, K. Vecchio, and J. Luo, *Sci. Rep.*, **6**: 37946 (2016).
15. H. Xiang, Y. Xing, F.-Z. Dai, H. Wang, L. Su, L. Miao, G. Zhang, Y. Wang, X. Qi, L. Yao, H. Wang, B. Zhao, J. Li, and Y. Zhou, *J. Adv. Ceramics*, **10**, No. 3: 385 (2021).
16. S. Zhang, Y. Sun, B. Ke, Y. Li, W. Ji, W. Wang, and Zh. Fu, *Metals*, **8**: 58 (2018).
17. G. Zhu, Y. Liu, and J. Ye, *Mater. Lett.*, **113**: 80 (2013).
18. Z. Fu and R. Koc, *J. Am. Ceram. Soc.*, **100**: 2803 (2017).
19. Z. Li, X. Liu, K. Guo, H. Wang, B. Cai, F. Chang, C. Hong, and P. Dai, *Mater. Sci. Eng. A*, **767**: 138427 (2019).
20. X. W. Qiu, *J. Alloys Compounds*, **555**: 246 (2013).
21. J. M. Torralba, P. Alvaredo, and A. García-Junceda, *Powder Metallurgy*, **62**, No. 2: 84 (2019).
22. M. Marych, G. Bagliuk, A. Mamonova, and A. Gripatchevskii, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **57**, Nos. 9–10: 533 (2019).

23. М. И. Гасик, Н. П. Лякишев, *Теория и технология электрометаллургии ферросплавов* (Москва: СП Интернет-Инжиниринг: 1999).
24. G. A. Bagliuk, M. V. Marych, Yu. O. Shishkina, A. A. Mamonova, O. M. Gripachevsky, and S. F. Kyryliuk, *Physics and Chemistry of Solid State*, **23**, No. 3: 620 (2022).
25. Yu. V. Milman, *J. Physics D: Applied Physics*, **41**: 074013 (2008).
26. G. A. Bagliuk, Y. G. Bezimyanniy, and O. O. Stasiuk, *Mater. Sci.*, **57**: 35 (2021).
27. G. A. Bagliuk, Yu. G. Bezimyanniy, O. V. Talko, L. O. Teslenko, and Yu. A. Shishkina, *Machines. Technologies. Materials*, **10**, No. 11: 44 (2016).

REFERENCES

1. J. W. Yeh, *Ann. Chim. Sci. Mat.*, **31**: 633 (2006).
2. J. W. Yeh, *Materials Science Forum*, **560**: 1 (2007).
3. M. H. Tsai and J. W. Yeh, *Mater. Res. Lett.*, **2**: 107 (2014).
4. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 8: 1 (2014).
5. E. J. Pickering and N. G. Jones, *Int. Mater. Rev.*, **61**, No. 3: 183 (2016).
6. B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, and P. Bhattacharjee, *High-Entropy Alloys* (Elsevier: 2019).
7. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, and E. P. Pechkovskiy, *Vestnik TGU*, **18**, Iss. 4: 1938 (2013) (in Russian).
8. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**: 103505 (2011).
9. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, M. V. Karpets, and É. P. Pechkovskii, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **54**: 607 (2016).
10. S. Akramia, P. Edalatia, M. Fujia, and K. Edalati, *Mater. Sci. Eng. R*, **146**: 100644 (2021).
11. R.-Z. Zhan and M. J. Reece, *J. Mater. Chem. A*, **7**: 22148 (2019).
12. C. Oses, C. Toher, and S. Curtarolo, *Nat. Rev. Mater.*, **5**: 295 (2020).
13. A. Sarkar, B. Breitung, and H. Hahn, *Scripta Mater.*, **187**: 43 (2020).
14. J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, S. Jiang, T. Hu, M. C. Quinn, W. M. Mellor, N. Zhou, K. Vecchio, and J. Luo, *Sci. Rep.*, **6**: 37946 (2016).
15. H. Xiang, Y. Xing, F.-Z. Dai, H. Wang, L. Su, L. Miao, G. Zhang, Y. Wang, X. Qi, L. Yao, H. Wang, B. Zhao, J. Li, and Y. Zhou, *J. Adv. Ceramics*, **10**, No. 3: 385 (2021).
16. S. Zhang, Y. Sun, B. Ke, Y. Li, W. Ji, W. Wang, and Zh. Fu, *Metals*, **8**: 58 (2018).
17. G. Zhu, Y. Liu, and J. Ye, *Mater. Lett.*, **113**: 80 (2013).
18. Z. Fu and R. Koc, *J. Am. Ceram. Soc.*, **100**: 2803 (2017).
19. Z. Li, X. Liu, K. Guo, H. Wang, B. Cai, F. Chang, C. Hong, and P. Dai, *Mater. Sci. Eng. A*, **767**: 138427 (2019).
20. X. W. Qiu, *J. Alloys Compounds*, **555**: 246 (2013).
21. J. M. Torralba, P. Alvaredo, and A. García-Junceda, *Powder Metallurgy*, **62**, No. 2: 84 (2019).
22. M. Marych, G. Bagliuk, A. Mamonova, and A. Gripachevskii, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **57**, Nos. 9–10: 533 (2019).
23. M. I. Gasik and N. P. Lyakishev, *Teoriya i Tekhnologiya Ehlektrometallurgii Ferrosplavov* [Theory and Technology of Electrometallurgy of Ferroalloys] (Moskva: SP Internet-Inzhiniring: 1999) (in Russian).

24. G. A. Bagliuk, M. V. Marych, Yu. O. Shishkina, A. A. Mamonova, O. M. Gripachevsky, and S. F. Kyryliuk, *Physics and Chemistry of Solid State*, **23**, No. 3: 620 (2022).
25. Yu. V. Milman, *J. Physics D: Applied Physics*, **41**: 074013 (2008).
26. G. A. Bagliuk, Y. G. Bezimyanniy, and O. O. Stasiuk, *Mater Sci.*, **57**: 35 (2021).
27. G. A. Bagliuk, Yu. G. Bezimyanniy, O. V. Talko, L. O. Teslenko, and Yu. A. Shishkina, *Machines. Technologies. Materials*, **10**, No. 11: 44 (2016).