

PACS numbers: 81.05.Bx, 81.05.Je, 81.05.Mh, 81.05.Ni, 81.20.Ev, 81.40.Pq, 81.70.Jb

Формування структури кермету на основі карбіду хрому з мідно-нікелево-мангановою зв'язкою

Л. С. Шлапак, Т. Шіхаб*, П. М. Присяжнюк, І. П. Яремій**

*Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу,
вул. Карпатська, 15,*

76019 Івано-Франківськ, Україна

**Middle Technical University, Engineering Technical College of Baghdad,*

Al-Zaafraanya Str.,

29132 Baghdad, Iraq

***ДВНЗ «Прикарпатський національний університет ім. Василя Стефаника»,*

вул. Шевченка, 57,

76018 Івано-Франківськ, Україна

В роботі досліджено структуру керметів на основі Cr_3C_2 зі зв'язкою з манганового мельхіору. Кермети одержували просочуванням попередньо спресованих і спечених каркасів Cr_3C_2 мельхіором марки МНМц 60-20-20 при 1150°C в атмосфері аргону. Одержані матеріали мають трифазну структуру: твердий розчин на основі міді, Cr_3C_2 і $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$, який виділяється у вигляді дисперсних включень у зв'язці та на межах карбідних зерен.

Ключові слова: кермети, мангановий мельхіор, карбід хрому, просочування, мікроструктура.

Corresponding author: Lyubomyr Stepanovych Shlapak

E-mail: ztk@nung.edu.ua

Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas,

15 Karpatska Str., 76019 Ivano-Frankivsk, Ukraine

**Middle Technical University, Engineering Technical College of Baghdad,*

Al-Zaafraanya Str., 29132 Baghdad, Iraq

***Vasyl Stefanyk Precarpathian National University,*

57 Shevchenko Str., 76018 Ivano-Frankivsk, Ukraine

Please cite this article as: L. S. Shlapak, Th. Shihab, P. M. Prisyazhnyuk, and I. P. Yaremiy, Structure Formation of the Chromium Carbide-Based Cermet with Copper–Nickel–Manganese Binder, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 7: 969–980 (2016) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.38.07.0969.

В работе исследована структура керметов на основе Cr_3C_2 со связкой из марганцевого мельхиора. Керметы получали пропиткой предварительно спрессованных и спечённых каркасов Cr_3C_2 мельхиором марки МНМц 60-20-20 при 1150°C в атмосфере аргона. Полученные материалы характеризуются трёхфазной структурой: твёрдый раствор на основе меди, Cr_3C_2 и $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$, который выделяется в виде дисперсных включений в связке и на границах карбидных зёрен.

Ключевые слова: керметы, марганцевый мельхиор, карбид хрома, пропитка, микроструктура.

The structure of Cr_3C_2 -based cermets with a binder of manganese cupronickel is studied. The cermets are fabricated by means of the infiltration of porous carbide skeletons with manganese cupronickel alloy. To obtain porous preforms, chromium carbide powder with average particle size of $\approx 4 \mu\text{m}$ is mixed as a 5% solution of rubber in benzene and then is briquetted under pressure of $\approx 500 \text{ MPa}$. After that process, they are sintered in vacuum at 1250°C . After such a thermal treatment, the skeletons' open porosity is 40%. The pressureless infiltration is performed by the top-down method at 1150°C for 10 min, and the CuNiMn 60-20-20 grade manganese cupronickel is used as an infiltration alloy. The mass of infiltration material is calculated so that 100% pores in briquettes are filled. The structure of obtained cermets is studied using a ZEISS EVO 40XVP scanning electron microscope with an INCA Energy microanalysis, and the X-ray studies are performed on a DRON-3 diffractometer in the filtered CuK_α -radiation. The resultant materials have three-phase composition: solid solution based on copper, Cr_3C_2 and $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$, which is allocated as a disperse inclusions in binder phase and on the carbide grain boundaries; the residual porosity is within 1%. The analysis of phases' size distribution of the Cr_3C_2 and $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$ grains shows that their mean grain sizes are $5.6 \mu\text{m}$ and $1.7 \mu\text{m}$, respectively, and the width of intergranular layers of Cu-based binder is $3.6 \mu\text{m}$. The analysis of the interaction zone shows that the width of a diffusion zone around Cr_3C_2 grains, which is formed due to the redistribution of Cr, Mn, and Cu, is about $5 \mu\text{m}$. This fact indicates the strong bonding between the Cr_3C_2 and metal binder due to the limited solubility and new $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$ -phase formation. The relative wear resistance of studied cermets determined under fixed abrasive friction conditions is nearly 3 times higher than one of serial high-chromium iron-based hard-facing alloys (such as somite). Due to their high wear resistance and heterogeneous structure, the investigated cermets can be used as an alternative to tungsten hard alloys for fabricating seal faces of centrifugal pumps.

Key words: cermets, manganese cupronickel, chromium carbide, infiltration, microstructure.

(Отримано 5 квітня 2016 р.; остаточн. варіант — 29 червня 2016 р.)

1. ВСТУП

Стопи на основі міді, яким властива здатність до зміцнення при

старінні, є перспективними для застосування як матричної фази у керметах. Їх використання уможлиблює регулювати твердість і в'язкість керметів у досить широкому діапазоні. Це створює умови для полегшення механічної обробки не термооброблених «м'яких» заготовок із керметів та наступного надання виробам необхідної твердості шляхом зміцнення матричної фази термічною обробкою (гартуванням та наступним старінням).

Представниками дисперсійно-твердних стопів на мідній основі є, зокрема, стопи системи Cu-Ni-Mn . За даними [1] найбільш висока здатність до зміцнення при термообробленні спостерігається для стопів із масовим вмістом Cu-60\% (решта Ni та Mn в однакових пропорціях). Манганові мельхіори складу, близького до вказаного (марка МНМц 60-20-20), досить широко застосовуються як компоненти зносостійких матеріалів на основі реліту для нанесення зносостійких покриттів на швидкозношувані деталі металургійного та нафтогазопромислового обладнання методом натоплення розтопленим присадним стопом [2, 3]. Такі композиційні матеріали відносяться у більшості випадків до макрогоетерофазного типу [4], оскільки в якості армувальної фази використовується литий карбід вольфраму колотої форми з розмірами частинок $\cong 0,2-2$ мм [5] або гранули твердих стопів типу ВК та ТК [6]. Така форма та розміри частинок у багатьох випадках, наприклад, для матеріалів триботехнічного призначення, не є сприятливою. Розробка композитів мікрогетерофазного типу із зв'язками на основі стопів, які зміцнюються при старінні, уможлиблює поєднати механізми дисперсного та дисперсійного зміцнення в монолітному матеріалі та одержати підвищений рівень фізико механічних характеристик. При цьому висока дисперсність керамічної фази є сприятливою для проходження процесів структуроутворення за механізмом розчинення-осадження у процесі одержання матеріалу та, відповідно, сприяє забезпеченню міцного зв'язку між фазами за рахунок обмеженої розчинності.

Однією із метод одержання мікрогетерофазних композитів є просочування попередньо спресованого та спеченого пористого керамічного каркасу розтопом. При цьому керамічна фаза має відповідати ряду критеріїв, основними з яких є змочуваність її розтопом зв'язки та відсутність надмірної хемічної взаємодії з її компонентами (за виключенням випадків, де продукти взаємодії є зміцнювальними фазами). Таким вимогам відповідають, зокрема, тяжкотопкі сполуки (ТС) IV–VI груп періодичної системи елементів.

Загальносвітова тенденція до росту цін на вольфрамову сировину призводить до необхідності пошуку безвольфрамових компонентів композиційних матеріалів. Тому, як армувальну фазу безвольфрамових композитів з мельхіоровою зв'язкою досліджували $(\text{Ti,Cr})\text{B}_2$ [6], складний карбід $(\text{Ti,Cr})\text{C}$ [7] та стопи системи Fe-B-C [8]. Оде-

ржані матеріали характеризуються високою твердістю та зносостійкістю, однак процес їх одержання методом просочуванням супроводжується появою крихких евтектик на основі боридних фаз та недостатньою змочуваністю (для $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{C}$).

Перспективним компонентом керметів з матрицею на основі міді та стопів на її основі є, зокрема, вищий карбід хрому Cr_3C_2 , оскільки він характеризується високою змочуваністю чистою міддю (крайовий кут змочування за температури у 1100°C у вакуумі — 47° [9]) порівняно з іншими ТС елементів IV–VI груп періодичної системи. Також для Cr_3C_2 характерна достатньо висока твердість $\cong 18$ ГПа [10], зносостійкість та висока хемічна стійкість. Поряд з цим, вартість Cr_3C_2 практично у 5 разів нижча, ніж карбиду вольфраму. Важливим при цьому є збереження високої в'язкості, міцності та теплопровідності манганового мельхіору із властивостями Cr_3C_2 у монолітному безпористому матеріалі.

Метою роботи було вивчення процесів формування структури керметів Cr_3C_2 –мангановий мельхіор при одержанні матеріалів методом просочування пористих карбідних каркасів.

2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Кермети одержували методом просочування спеченого пористого карбідного каркасу у вакуумі. В роботі використовували порошок Cr_3C_2 (ТУ 6-09-03–75) складу: $\text{Cr} \geq 86\%$, $\text{C} \geq 13\%$.

Для одержання пористих каркасів порошок карбиду замішували на пластифікаторі (5% -й розчин каучуку в бензині), після сушіння та грануляції проводили двостороннє пресування у сталій прес-формі (тиск $\cong 500$ МПа). Спресовані заготовки нагрівали у вакуумі до 1250°C (із ізотермічними витримками при 600 та 900°C). Після термічного оброблення було одержано карбідні каркаси з відкритою пористістю $\cong 40\%$ об. Просочування проводили методом «згорі–вниз» за температури 1150°C , як просочувальний стоп використовувався мельхіор марки МНМц 60-20-20 (ТУ 48-21-486-75) складу: $\text{Cu}-60\%$, $\text{Mn}-19,6\%$, $\text{Ni}-20\%$, $\text{Fe} \leq 0,3\%$, $\text{Si} \leq 0,03\%$ (надалі $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$). Процес проводився в печі СШВ-1,25/25-И1; тривалість процесу з урахуванням значення поверхневого натягу розтопу [11] становила $\cong 10$ хв. Масу просочувального стопу підбирали із розрахунку на заповнення усіх пор. Одержані матеріали термічно обробляли шляхом витримки за температури 600°C з наступним швидким охолодженням (зануренням у воду).

Електронно-мікроскопічні дослідження одержаних керметів проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа Zeiss EVO 40XVP з системою рентгенівського мікроаналізу INCA Energy. Для виявлення структурних складових, які відрізняються за густиною, електронно-мікроскопічні дослідження проводилися

із використанням детектора фазового контрасту CZ BSD. Рентгено-структурний аналіз проводили на дифрактометрі ДРОН-3 у фільтрованому CuK_α -випромінненні. Опрацювання результатів рентгенівської дифрактометрії проводилося програмою FullProf, за допомогою якої було здійснено повнопрофільний аналіз Рітвельдовою методою.

Характер розподілу частинок вихідного порошку, а також фаз та структурних складових за розмірами проводили методом випадкових січних із використанням програмного забезпечення Image-Pro Plus 6.0 на знімках мікроструктури, одержаних за допомогою електронного мікроскопу зі збільшенням $\times 1000$. Розміри зони аналізу становили 115×75 мкм², січні наносили у двох перпендикулярних напрямках із кроком 5 мкм. Розподіл частот розмірів перерізів проводили шляхом апроксимації даних вимірювань логнормальним законом розподілу із використанням програми Origin Pro.

Оцінка зносостійкості розроблених керметів проводилася в умовах тертя по закріпленому абразиву по методиці запропонованій у роботі [12]. Як контртіло (абразив) використовувався абразивний круг із карбіду кремнію діаметром у 300 мм та товщиною у 40 мм. Швидкість ковзання становила 0,21 м/с, шлях тертя становив 33 м. Випробовування проводилося на зразках циліндричної форми діаметром 10 мм (зразки для випробовування зносостійкості керметів одержували шляхом припаювання таблеток, виготовлених із них, до сталевих еталонів). Еталонем при дослідженнях були електроди Т-590 (виробництва ОАО «Спецэлектрод», Росія), натоплені на зразки циліндричної форми газополуменевою методою. Для порівняльного аналізу було вибрано матеріали для натоплення із високим вмістом Cr (>20% мас.), а саме, сормайт ЦС-1 (ГОСТ 21449-75) та Т-620 (виробництва Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України). Відносна зносостійкість (ϵ) визначалася за втратою маси.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Як видно з результатів мікроскопічних досліджень, вихідний порошок Cr_3C_2 представляє собою конгломерати частинок різних розмірів із розвинутою поверхнею, які характеризуються неправильною формою (рис. 1, а).

Результати електронно-мікроскопічних досліджень (рис. 1, б) показують, що основними структурними складовими одержаного кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ є три фази, які відрізняються за контрастом та, відповідно, густиною. При локальному спектральному аналізі встановлено (табл. 1), що центральні області найтемнішої фази (спектр 1, рис. 1, б) містять Cr та C у співвідношенні, яке відповідає карбіду Cr_3C_2 , морфологія частинок якого суттєво відрізня-

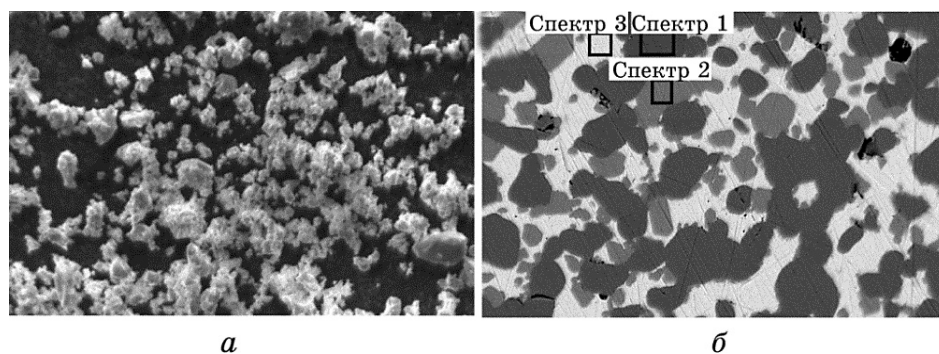


Рис. 1. Морфологія частинок вихідного порошку Cr_3C_2 ($\times 1000$) (а) та структура кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ ($\times 1000$) (б).

Fig. 1. Morphology of the initial powder Cr_3C_2 particles ($\times 1000$) (a) and structure of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet ($\times 1000$) (b).

ється від їхньої морфології у вихідному матеріалі. Співвідношення металевих компонентів (Me) та С у фазі сірого кольору (спектр 2, рис. 1, б) найбільш близьке до сполуки Me_7C_3 ; при цьому вона містить значну кількість розчиненого Mn, а також сліди Ni та Fe. Поряд з цим, стоп-зв'язка (спектр 3, рис. 1, б) суттєво збіднюється Mn та збагачується Cr та С. Отже, при просочуванні проходить інтенсивний дифузійний перерозподіл елементів, результатом якого є поява нової фази $(\text{Cr,Mn})_7\text{C}_3$ та твердого розчину на основі міді $\text{Cu}(\text{Ni,Mn,Cr})$.

Порівняльний аналіз розподілу частинок карбиду хрому у вихідному стані та у структурі кермету за розмірами d (рис. 2) показує, що їх середній розмір становить 3,7 та 5,6 мкм відповідно. Враховуючи що карбід хрому у розтопах чистої міді є практично нерозчинним, то такий характер росту зерен зумовлений підвищенням його рівноважної розчинності у розтопі за рахунок присутності Mn та Ni. На відміну від вихідного стану у структурі одержаного кер-

ТАБЛИЦЯ 1. Результати спектрального аналізу кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$.

TABLE 1. Results of the spectral analysis of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet.

Спектр	Елементний склад, % мас.						
	Cr	C	Cu	Mn	Ni	Fe	Si
1	86,14	13,86	–	–	–	–	–
2	79,70	9,83	–	6,39	2,30	1,77	–
3	1,77	3,44	60,44	12,84	20,52	0,66	0,33

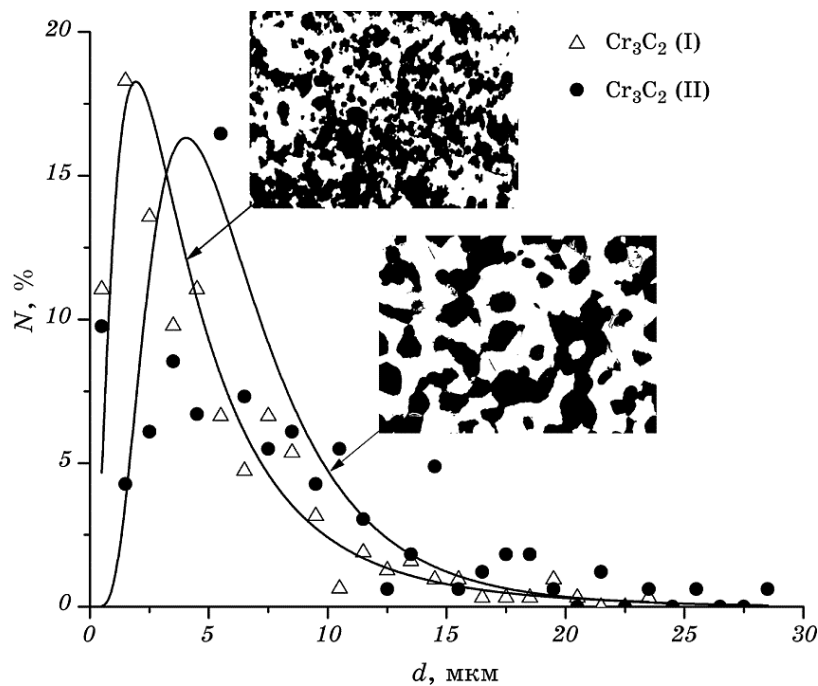


Рис. 2. Порівняльний аналіз розподілу розмірів частинок карбиду хрому у вихідному стані (Cr_3C_2 (I)) та його зерен у структурі кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ після просочування (Cr_3C_2 (II)).

Fig. 2. Comparative analysis of size distribution of chromium carbide particles in initial powder (Cr_3C_2 (I)) and its grains in the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet structure after infiltration (Cr_3C_2 (II)).

мету частинки керамічної фази спостерігаються у вигляді зерен округлої або ограненої форми, при цьому вони зустрічаються як у вигляді окремих зерен, так і у вигляді фрагментів із каркасною будовою. Таким чином, розтоп $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ при взаємодії із Cr_3C_2 забезпечує проходження процесів структуроутворення за механізмом розчинення–осадження, при якому найбільш дрібні зерна Cr_3C_2 розчиняються у розтопі та кристалізуються на більших частинках забезпечуючи набуття ними рівноважної форми та розмірів.

Карбідна фаза, яка утворюється при просочуванні у вигляді дисперсних включень із середнім розміром $\cong 1,7$ мкм (рис. 3), які рівномірно розташовані у зв'язці, має середню величину своїх прошарків $\cong 3,6$ мкм.

Результати рентгеноструктурного аналізу кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ представлені на рис. 4, з якого видно, що всі лінії теоретично розрахованих дифрактограм відповідають лініям на експериментальній дифрактограмі, а неідентифікованих ліній немає,

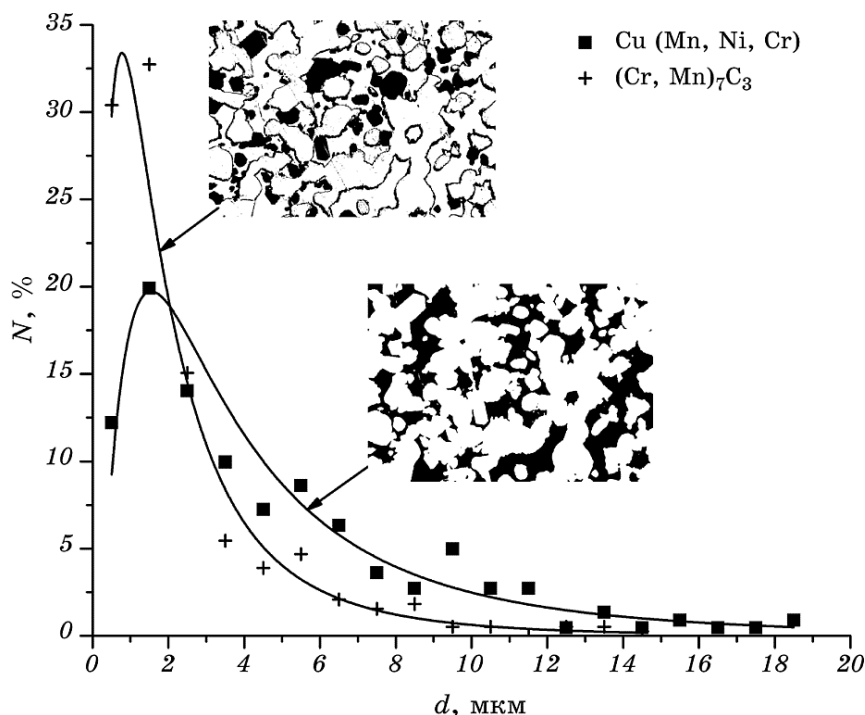


Рис. 3. Аналіз розподілу за розмірами зерен $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$ та ширини міжзеренних прошарків зв'язки для кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$.

Fig. 3. Size distribution of $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$ grains and intergranular binder layers of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet.

тобто фазовий склад встановлено однозначно.

Встановлено, що в матеріалі наявні три фази, а саме, твердий розчин на основі Cu з параметром ґратниці $3,64 \text{ \AA}$ (просторова група $Fm\text{-}3m$, кубічна сингонія), Cr_3C_2 з параметрами ґратниці $a = 5,53 \text{ \AA}$, $b = 2,82 \text{ \AA}$ і $c = 11,48 \text{ \AA}$ (просторова група $Pnma$, ромбічна сингонія) та складний карбід хрому-мангану $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$ з параметрами ґратниці: $a = 7,05 \text{ \AA}$, $b = 12,10 \text{ \AA}$, $c = 4,53 \text{ \AA}$ (просторова група $Pm\text{-}3n$, ромбічна сингонія). Кількість фаз за результатами рентгеноструктурного аналізу становить (у % мас.): твердого розчину на основі Cu — 35%, Cr_3C_2 — 54%, складного карбиду $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$ — 11%.

Аналіз характеру розподілу елементів по лінії L , яка проходить через міжфазні межі (рис. 5), показує що зв'язок між карбідною фазою та зв'язкою відбувається головним чином за рахунок Mn, який дифундує зі зв'язки у карбідну фазу сприяє формуванню реакційного міжфазового зв'язку за рахунок виділення нової структурної складової, а саме твердого розчину на основі нижчого карбиду хрому $(\text{Cr}, \text{Mn})_7\text{C}_3$, який виділяється переважно по межах зерен

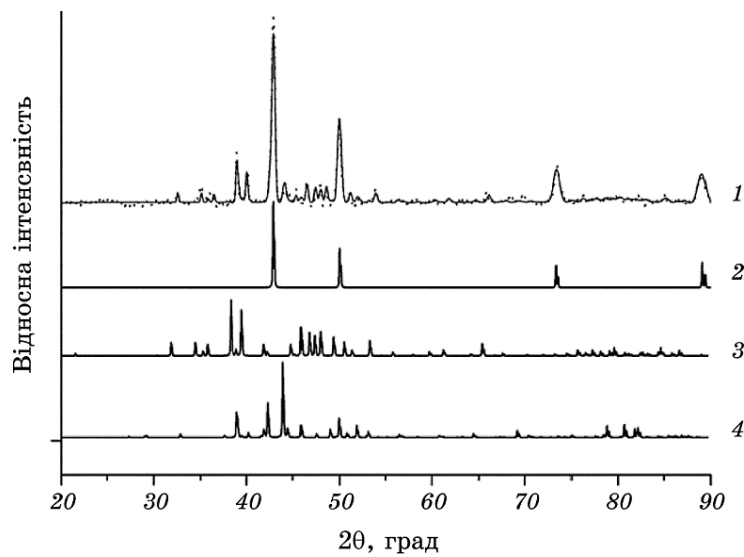


Рис. 4. Результати рентгеноструктурного аналізу кермету $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$: 1 — експериментальна дифрактограма (пунктир) та теоретично обчислена дифрактограма (суцільна лінія), 2–4 — теоретично розраховані дифрактограми для розчину на основі Cu , Cr_3C_2 та $(\text{Cr,Mn})_7\text{C}_3$ відповідно.

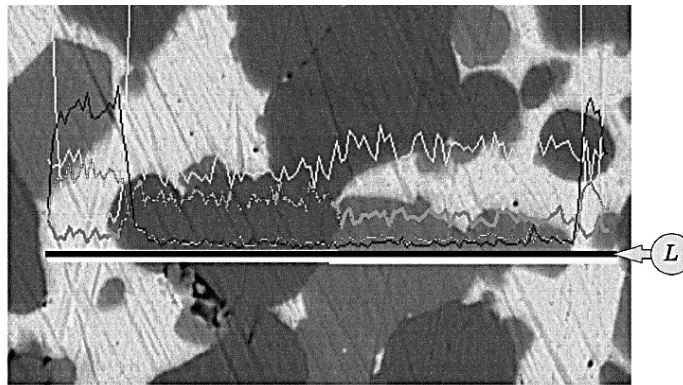
Fig. 4. Results of X-ray diffraction structural analysis of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet: 1—experimental X-ray diffraction pattern (dotted line) and theoretically calculated X-ray diffraction pattern (solid line), 2–4— theoretically calculated X-ray diffraction patterns for Cu-based solid solution, Cr_3C_2 and $(\text{Cr,Mn})_7\text{C}_3$, respectively.

вихідного Cr_3C_2 . Поряд з цим, на межі Cr_3C_2 -зв'язка формується за рахунок перерозподілу Cr , Ni та Mn дифузійна зона, ширина якої становить близько 5 мкм. Таким чином, у керметах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ одночасно присутні два типи зв'язку між фазами: реакційний та через обмежену розчинність.

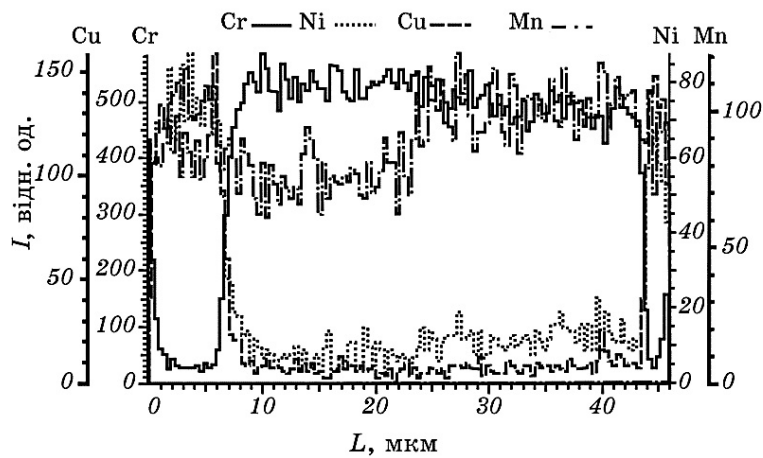
Результати порівняльного аналізу зносостійкості розробленого матеріалу в умовах тертя по закріпленому абразиву (рис. 6) показують, що його зносостійкість є вищою порівняно із традиційними високохромистими матеріалами для натоплення. Це зумовлено вираженою гетерофазною структурою розробленого кермету та високим вмістом (66% мас.) карбідної фази, яка достатньо рівномірно розподілена у матричній фазі.

4. ВИСНОВКИ

Методом просочування попередньо сформованих каркасів Cr_3C_2



a



б

Рис. 5. Розподіл хемічних елементів на міжфазних межах у керметах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$.

Fig. 5. Elements distribution across the interphase boundaries in the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet.

стопом $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ одержано кермети з вираженою гетерофазною структурою.

Встановлено, що у процесі просочування за рахунок впливу мангану формується нова фаза (твердий розчин на основі нижчого карбїду хрому $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$), яка виділяється у вигляді дисперсних включень ($\cong 60\%$ зерен мають розміри ≤ 2 мкм), тобто матеріали мають трифазну структуру: Cr_3C_2 , $(\text{Cr},\text{Mn})_7\text{C}_3$ та твердий розчин на основі Cu. Розроблені матеріали характеризуються високою зносостійкістю порівняно із традиційними матеріалами для натоплення

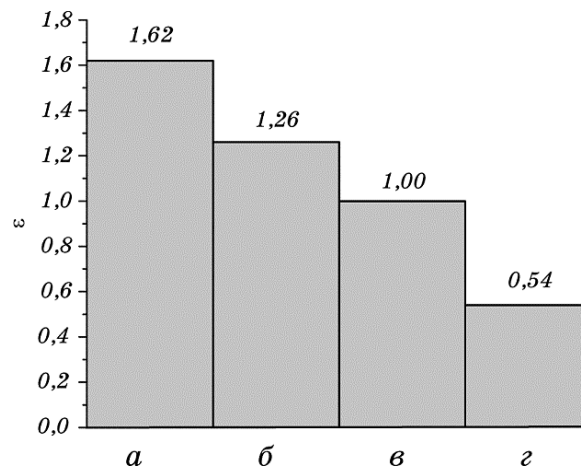


Рис. 6. Порівняльна характеристика зносостійкості кермету Cr_3C_2 - $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ (а) та деяких високохромистих нагнених матеріалів: Т-620 (б), Т-590 (в), сормайт ЦС-1 (г).

Fig. 6. Comparison of wear resistance characteristics for Cr_3C_2 - $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ cermet (a) and some high-chromium hard-facing alloys: T-620 (b), T-590 (v), somite TsS-1 (z).

із високим вмістом хрому.

Враховуючи фазовий склад та структуру одержаних керметів їх пропонується застосовувати в якості триботехнічних матеріалів для виготовлення кілець торцевих ущільнень відцентрових насосів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. R. S. Dean and C. T. Anderson, *Am. Soc. Metals Trans.*, **29**: 808 (1941).
2. Б. Е. Патон, Д. А. Дудко, *Автоматическая сварка*, **11**: 44 (1966).
3. L. I. Danilov and F. M. Rovenskikh, *Metallurg*, **29**: 12 (1973).
4. В. П. Бондаренко, *Триботехнические композиты с высокомолекулярными наполнителями* (Київ: Наукова думка: 1987).
5. V. Ya. Belousov, *Sov. Mater. Sci.*, **15**, Iss. 29: 12 (1979).
6. В. Я. Белоусов, *Долговечность деталей машин с композиционными материалами* (Львів: Вища школа: 1984).
7. І. Спиридонова, О. Сухова, *Фізика і хімія твердого тіла*, **3**, № 3: 503 (2002).
8. Е. В. Суховая, *Сверхтвёрдые материалы*, **5**: 29 (2013).
9. А. Д. Панасюк, В. С. Фоменко, Г. Г. Глебова, *Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник* (Київ: Наукова думка: 1986).
10. Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий, *Тугоплавкие соединения: Справочник* (Москва: Металлургия: 1976).
11. P. Prysyzhnyuk, D. Lutsak, A. Vasylyk, T. Shihab, and M. Burda, *Metallurgical and Mining Industry*, **12**: 346 (2015).
12. D. Lutsak, P. Prysyzhnyuk, and M. Karpash, *Metallurgical and Mining*

Industry, **2**: 126 (2016).

REFERENCES

1. R. S. Dean and C. T. Anderson, *Am. Soc. Metals Trans.*, **29**: 808 (1941).
2. B. E. Paton and D. A. Dudko, *Avtomaticheskaya Svarka*, **11**: 44 (1966) (in Russian).
3. L. I. Danilov and F. M. Rovenskikh, *Metallurg*, **29**: 12 (1973).
4. V. P. Bondarenko, *Tribotekhnicheskie Kompozity s Vysokomodul'nymi Napolnitelyami* (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
5. V. Ya. Belousov, *Sov. Mater. Sci.*, **15**, Iss. 29: 12 (1979).
6. V. Ya. Belousov, *Dolgovechnost' Detaley Mashin s Kompozitsionnymi Materialami* (Lvov: Vyshcha Shkola: 1984) (in Russian).
7. I. Spirydonova and O. Sukhova, *Fizyka i Khimiya Tverdoho Tila*, **3**, No. 3: 503 (2002) (in Ukrainian).
8. E. V. Sukhovaya, *Sverkhтвердые Materialy*, **5**: 29 (2013) (in Russian).
9. A. D. Panasyuk, V. S. Fomenko, and G. G. Glebova, *Stoykost' Nemetallicheskikh Materialov v Rasplavakh: Spravochnik* (Kiev: Naukova Dumka: 1986).
10. G. V. Samsonov and I. M. Vinnitskiy, *Tugoplavkie Soedineniya: Spravochnik* (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
11. P. Prysyzhnyuk, D. Lutsak, A. Vasylyk, T. Shihab, and M. Burda, *Metallurgical and Mining Industry*, **12**: 346 (2015).
12. D. Lutsak, P. Prysyzhnyuk, and M. Karpash, *Metallurgical and Mining Industry*, **2**: 126 (2016).