

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ СПЛАВУ ХН55ВМТКЮ

Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Холявко В.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

In this work, presented a new composite antifriction materials based on nickel and consists alloy additives to obtain low friction coefficient and an efficient CaF_2 solid lubricant. These materials were produced and investigated with respect to their structural properties and as a result, mechanical, physical and tribotechnical properties.

У загальній проблемі підвищення якості машин та устаткування, ресурс експлуатації яких здебільшого визначається опором деталей машин різним видам контактної взаємодії, центральне місце належить питанням використання матеріалів тертьових сполучень, насамперед – антифрикційних матеріалів. Особливо це стосується підшипникових матеріалів, що працюють з мастилом в екстремальних умовах – при підвищених навантаженнях, в агресивному середовищі, при підвищених та високих температурах 300..900°C, тому що більшість відмов у роботі машин і механізмів трапляється через руйнування тертьових деталей.

Для означених надто важких умов експлуатації розроблено і використовується нині великий асортимент литих та порошкових антифрикційних матеріалів на основі заліза, чавунів, міді та нікелю. Головне, що об'єднує ці матеріали – швидке зношування сполучених деталей, збільшення значень коефіцієнтів тертя за таких умов, а в багатьох випадках – ще й висока вартість. Крім цього, литі матеріали, насамперед, застосовані у важких умовах роботи, зокрема чавуни, бронзи, кольорові сплави, нездатні поєднувати у своєму складі відмінні за природою та цільовим додаванням домішки, які б, з одного боку, утворювали міцну матрицю, а з другого – містили б антизадирні присадки у вигляді сульфідів, оксидів, фторидів. Ці чинники є причиною швидкого зношування литих матеріалів, виходу з ладу вузлів тертя і агрегатів у цілому, що викликає у свою чергу, потребу виготовляти у великих кількостях запасні частини, залучати до технологічного циклу додаткові потужності, скорочувати терміни міжремонтних періодів і ін.

Порошкові антифрикційні матеріали позбавлені цих вад і мають перед литими матеріалами багато переваг – зокрема значно ширший спектр можливостей використання, особливо, за умов їх експлуатації у важких режимах, коли стає можливо поєднати те, що методами традиційного лиття не поєднується.

З огляду на це питання створення нових високотемпературних антифрикційних матеріалів, які б могли забезпечити безперебійну тривалу та надійну роботу відповідного обладнання, є вельми актуальним і потребує виконання комплексу досліджень.

Метою даної роботи, представленої в статті, було дослідження зміни структури і властивостей антифрикційних композиційних матеріалів на основі нікелю, що містять легуючі елементи – вуглець, вольфрам, хром, молібден, титан, алюміній, кобальт, ванадій, бор та церій, сірка, фосфор, котрі містяться у порошковому легованому сплаві ХН55ВМТКЮ (ЭП929) та тверду змащувальну речовину – фторид кальцію CaF_2 .

Матеріали одержували методом порошкової металургії, застосовуючи технологію гарячого ізостатичного пресування (ГІП) Для стабілізації структури матеріалу та підвищення його властивостей після гарячого ізостатичного пресування матеріал ХН55ВМТКЮ піддавався зміцнювальній термічній обробці: загартуванню при температурі 1240 °C на повітрі та старінню при температурі 910°C, 16 год. на повітрі.

Застосування високотемпературного загартування сприяє рівномірному перерозподілу легуючих елементів. А високотемпературне нагрівання з наступним старінням сприяє рівномірному виділенню фаз, які підвищують фізико-механічні властивості сплаву (поєднання міцності й пластичності), і поліпшують експлуатаційну надійність деталі. Металографічну структуру термічно оброблених матеріалів досліджували за допомогою фотомікроскопа відбитого світла «Neophot-32» (Німеччина).

Мікроструктуру композиційного матеріалу ХН55ВМТКЮ (4-8)% CaF_2 після термічної обробки показано на рис. 1.

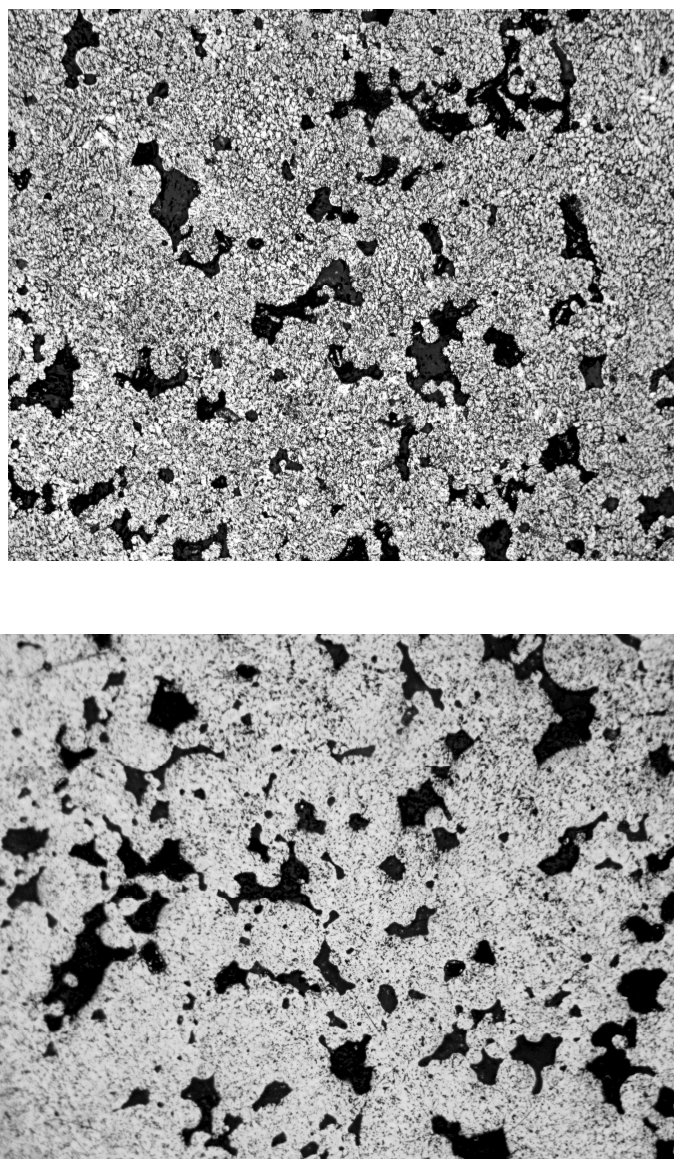


Рис. 1. Мікроструктура матеріалу ХН55ВМТКЮ + 8% CaF_2 після термічної обробки а) шліф травлений, х 500; б) шліф не травлений, х 500.

Дослідження кристалічної структури на атомарному рівні були проведені за допомогою методу електронної дифракції з використанням електронного мікроскопу JEM-ARM1000 (Японія) з максимальною роздільною здатністю. Отримані дані показали, що загартування при високих температурах призводить до утворення

твердого розчину з гранецентрованою кубічною (ГЦК) ґраткою ($a=0,3527$ нм). Нагрівання загартованого (пересиченого) твердого розчину з наступним старінням призводить до його розпаду, який відбувається в декілька стадій. Насамперед, в середині твердого розчину відбувається перерозподіл атомів Al і Ti, що зумовлює локальне збагачення цими домішками.

Далі в місцях, у яких підвищилась концентрація атомів Al і Ti, з'являється друга фаза. Рентгенографічно зафіксовано наявність двох фаз з однаковою ГЦК ґраткою, але вони дещо відрізняються одна від одної параметрами ($0,358$ і $0,360$ нм). Фаза, збіднена алюмінієм і титаном – це γ – фаза, а збагачена (що виділилась) – γ' -фаза. Близькість ґраток γ - і γ' -фаз обумовлює те, що вони зберігають когерентний зв'язок при високих температурах.

За допомогою методу електронної мікродифракції виявлено η - фазу Ni_3Ti з гексагональною ґраткою, параметри якої $a=0,51010$ нм, $c=0,83067$ нм, що вона має пластинчасту форму. Відомо, що при температурі 850°C процес перерозподілу γ' -фази у η - фазу пришвидшується, але навіть після дуже тривалого витримування (понад 1000 год) до кінця не доходить [1-4]. Ефект старіння сплавів ХН55ВМТКЮ (4-8)% CaF_2 спостерігається внаслідок наявності в їх матриці не лише титану й алюмінію, а й молибдену і вольфраму. В процесі старіння виділились інтерметалідні фази типу: A_3B (Ni_3Ti , Ni_3Al), AB_3 ($NiAl_3$ ϵ - фаза), AB ($NiTi$, $NiAl$), Me_2Mo [$(Ni,Co)_2Mo$], що були ідентифіковані під час дослідження за допомогою рентгенівського мікродифрактометра JDX-MAPI (Японія).

Титан і алюміній – основні зміцнювальні елементи в досліджуваних матеріалах, що утворюють за умов означених режимів термічної обробки інтерметалідні γ' - фази типу $Ni_3(Ti,Al)$ і Ni_3Al , а також фазу Ni_2TiAl з об'ємноцентричною кубічною (ОЦК) ґраткою. Вони були виявлені за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН4-ОС у вигляді дрібнодисперсних частинок, які спотворюючи кристалічну ґратку твердого розчину, сприяють його зміцненню (рис. 2). При дослідженні фазового складу матеріалів використовували Си- випромінювання з довжиною хвилі $\lambda_{Cu}=1,54178$ Å⁰.

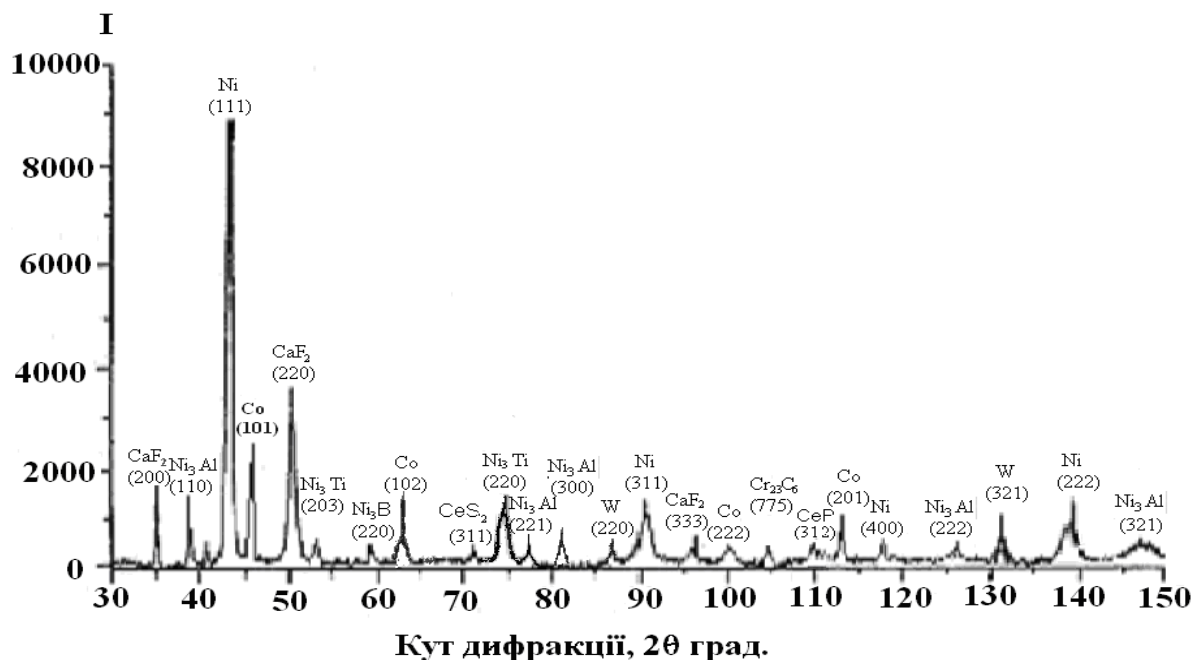


Рис.2 Рентгенограма матеріалу ХН55ВМТКЮ + 8% CaF_2

За допомогою мікрозонда JAMP-10SX (Японія) також виявлено піки наявних у твердому розчині зміцнювальних елементів, Mo і W, що сприяють його зміцненню при високих температурах, тобто з підвищенням жароміцності за рахунок утворення виявлених фаз MoNi_4 (β - фаза) , δ – фази – MoNi із тетрагональною ґраткою та WNi_4 з ОЦК.

Наявність кобальту в нікелевому сплаві ХН55ВМТКЮ має позитивний вплив на жароміцність матеріалу. Крім інтерметалідної фази Ni_3Al , виявлено фазу з кобальтом $(\text{Ni},\text{Co},\text{Cr})_3\text{Al}$, а наявність титану зумовлює утворення зміцнювальної γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$, у якій кобальт частково заміщує нікель $(\text{Ni},\text{Co},\text{Cr})_3\text{Ti}$. Відомо, що кількість зміцнювальної γ' -фази найбільша, коли вміст кобальту становить близько 10...15%.

Карбідна фаза в металевій матриці досліджуваних композицій має вигляд сполук легуючих елементів Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , подвійний карбід $(\text{Ni},\text{Co})_{3,4}(\text{W},\text{Mo},\text{Cr})_{3,4}\text{C}$, карбід титану TiC .

Наявність ванадію, бору та церію у складі композиційного матеріалу ХН55ВМТКЮ (4-8)% CaF_2 забезпечує надання йому більш високих антифрикційних властивостей при підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя і високої температури у порівнянні з відомим матеріалом [1-3].

Ванадій підвищує жароміцність твердого розчину та збільшує термічну стабільність γ' - фази, входячи до її складу і утворюючи $(\text{Ni},\text{V})_3\text{Al}$, разом з цим виникнення карбідів VC забезпечує зниження коефіцієнту тертя та інтенсивності зношування матеріалу. Окрім цього, наявність ванадію у твердому розчині на основі нікелю, у складі γ' -фази та у карбідах VC, $(\text{W}, \text{Mo}, \text{V})\text{C}$ підвищує температуру розчинення γ' -фази при нагріванні, що сприяє підвищенню температури плавлення матеріалу в цілому. Це, у свою чергу, дозволяє форсувати режими навантаження на пару тертя, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і температури експлуатації.

Бор утворює в матеріалі дисперсні, розмірами близько 0,1мкм, бориди типу Ni_3B або карбоборидні евтектичні включення, головним чином, на границях зерен. Такі включення зменшують швидкість дифузії атомів, швидкість руху дислокацій, швидкість коагуляції γ' -фази при високих температурах експлуатації, що, у свою чергу, поліпшує структурну стабільність і жароміцність матеріалу та забезпечує підвищення його антифрикційних властивостей.

Церій, разом з бором, є рафінуючим мікролегуючим елементом. Аналогічно бору, церій розташований в основному навколо границь зерен і на поверхнях розділу фаз, чинить модифікуючу дію на матеріал – подрібнює мікрозерно, зменшує розмір дендритної комірки, змінює морфологію та розподіл неметалевих шкідливих домішок (S, P). Церій і бор слабо розчиняються у нікелі та ефективно очищують границі зерен і фаз матеріалу від сірки та фосфору, затримуючи процеси знеміцнення матеріалу і тим самим підвищуючи його структурну стабільність. Церій і бор зв'язують сірку та фосфор у тугоплавкі сульфіді та фосфіди і майже у два рази знижують вміст вільних сірки та фосфору у матеріалі. Підвищення структурної стабільності матеріалу сприяє стабілізації його антифрикційних властивостей при високих робочих температурах та навантаженнях.

Таким чином, в результаті термічної обробки сплавів структура матриці досліджуваних композицій на основі порошкового сплаву ХН55ВМТКЮ являє собою легований твердий розчин з високою концентраційною неоднорідністю, в якому наявні дисперсні частинки інтерметалідів і карбідів легуючих елементів, що також виділяються по границях зерен.

Отримана складна структура забезпечила надання досліджуваним матеріалам високого рівня фізико-механічних та триботехнічних властивостей (табл. 1, 2).

Міцнісні й пластичні характеристики зразків із матеріалів на основі порошкового сплаву ХН55ВМТКЮ визначали за стандартними методиками [3,4].

Таблиця 1. Міцнісні властивості матеріалів за кімнатної температури і тривалої міцності в умовах високих температур

№ п/п	Масова частка у складі, %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$	δ , %	ψ , %	σ_{750}^{100} , МПа	σ_{850}^{100} , МПа
1	ХН55ВМТКЮ +6 CaF ₂	1100	900	10	12	670	400
2	ЭП929 (литий)	1200	800	14	14	520	310
3	ЭП929(порошковий, одержаний за технологією ГП)	1400	1120	12	15	700	520

Як видно з табл.1, фізико-механічні властивості, включаючи показники 100-годинної міцності при температурах 750 і 850°C нікелевих сплавів ХН55ВМТКЮ+6% CaF₂, виготовлених методами порошкової металургії досить високі й перевищують аналогічні показники для литих сплавів [4]. Деяке зниження характеристик міцності спостерігається в композиті ХН55ВМТКЮ +6 CaF₂ за рахунок наявності непластичної домішки CaF₂. Високий рівень властивостей можна пояснити меншим розміром зерна і рівномірним розподілом легуючих елементів, оскільки не відбувається ліквідаційних явищ, властивих литим жароміцним сплавам. Розміри відносного подовження δ і відносного звуження ψ приблизно однакові між собою, що ілюструє ізотропність властивостей випробуваних матеріалів як у поздовжньому напрямі (його характеризує δ), так і в поперечному (його характеризує ψ).

Таблиця 2 Фізико-механічні і триботехнічні властивості матеріалів на основі сплаву ХН55ВМТКЮ

№ п/п	Масова частка у складі, %	σ_H , МПа	КС, Дж/м ²	НВ, МПа	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування, мкм/км (P=5МПа)	Граничне допустиме навантаження, МПа	Допустима робоча температура, °C
1	ХН55ВМТКЮ+ +4 CaF ₂	540...610	600...650	2550...2600	0,27	50	7	900
2	ХН55ВМТКЮ+ +6 CaF ₂	550...600	550...600	2500...2600	0,26	30	7	900
3	ХН55ВМТКЮ+ +8 CaF ₂	520...570	520...550	2540...2600	0,27	55	7	900
4	Ni+(18..45)+Fe+(5..10) (MoB ₂ +ZrB ₂) +5(CaF ₂ або BaF ₂) спечений сплав [4]	240...300	350...520	850...950	0,31	130	1,5	500..600

Антифрикційні властивості нових матеріалів визначали на повітрі при навантаженнях 1-7 МПа, швидкості ковзання 0,32 м/с і температурі зовнішнього нагріву 900^oC в парі з контртілом зі сплаву на основі хрому.

Як видно з табл. 2, більш високі властивості демонструє матеріал з 6 % вмістом СаF₂, але їх значення для інших матеріалів (склади 1,3) не значно відрізняються. Порівняння нових матеріалів (склади 1-3) з відомим (склад 4) показує їх безумовну перевагу за усіма показниками фізико-механічних та антифрикційних властивостей, а також дозволяє використовувати досліджені матеріали і в умовах набагато вищих температурних і навантажуючих діапазонах експлуатації.

Таким чином, на основі проведених досліджень можна зробити висновок, що отримана гетерогенна структура нових матеріалів на основі порошкового легованого нікелевого сплаву ХН55ВМТКЮ з домішками фториду кальцію (твердого мастила), що утворюється в результаті розробленої комплексної технології одержання та зміцнення матеріалів, надає сплавам високих антифрикційних властивостей, котрі зберігаються при роботі в умовах температур до 900 ^oC на повітрі.

Література: 1. Шевчук Ю.Ф., Роїк Т.А. Порошкові антифрикційні матеріали для роботи при підвищених температурах // Порошкова металургія. – 2001. - №1-2. – С. 53-58. 2. Роїк Т.А. Инженерия антифрикционных композитов с никелевой матрицей // Вісн.НТУУ «КПІ» «Машинобудування». – 2000. – Вип.39. – С.111-115. 3. Зозуля В.Д. Смазки для спеченных самосмазывающихся подшипников. – К.: Наук. думка, 1976. – 191 с. 4. Роїк Т.А, Киричок П.О., Гавриш А.П. Композиційні підшипникові матеріали для підвищених умов експлуатації. – К.: НТУУ «КПІ», 2007. – 404 с.

Сдано в редакцию 20.03.08

ЕЛЕКТРИЧНА ДУГА ЯК ІНСТРУМЕНТ ДЛЯ РОЗМІРНОЇ ОБРОБКИ ТВЕРДОСПЛАВНИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ

Сіса О. Ф., Боков В. М. (КНТУ, м. Кіровоград, Україна)

It is shown the expediency of using the dimensional arc treatment method for highly productive treatment of hardalloyed forming rolls of modern wire mills.

В процесі прокатування гарячого металу робочі валки прокатних станів сприймають одночасно в різних комбінаціях, динамічні і статичні теплові навантаження, механічні удари, тертя, хімічний вплив мастильних матеріалів та води, що охолоджує. Поверхня валка (калібру) підлягає абразивному зносу, корозійному та термоциклічному впливу. На поверхні виникають значні контактні напруження, які мають пульсуючий характер, що приводить до розвитку процесів механічної утомленості, контактного викришування і локальної пластичної течії матеріалу. Спостерігається адгезійна взаємодія матеріалу валка та металу, який прокатується. Для валків діаметром 215 мм, які працюють на чорнових і проміжних клітках, типовим механічним зносом поверхні є формування інтенсивної сітки тріщин розпалу. В чистових валках (шайби діаметром 170 мм) спостерігається розвиток утомленого викришування, виривання за рахунок адгезійної взаємодії з прокатним металом, налипання металу і навіть слідів мікропластичної деформації. При цьому знос розподіляється нерівномірно по поперечному перерізу валка та спостерігаються різні типи пошкоджень поверхні. Умови роботи валків чистових прокатних блоків сучасних