

Структура науглецьованого сплаву P12Ф5К5 мало сприятлива в наслідок грубої литої структури, оскільки через високий вміст ванадію при охолодженні після кристалізації утворюється сітка стабільних карбідів, яка з трудом усувається попередньою термічною обробкою і зберігається після науглецювання. Для усунення сітки необхідно приділяти увагу формуванню литої структури і знайти способи її регулювання.

**Наконечний С.О., Гущик Д.В., Чернявський В.В., Юркова О.І., Білик І.І.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ  $\text{AlNiCoFeCrTi}$  ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ МЕТОДОМ  
ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ**

**E-mail: Sergeynuts@gmail.com**

Високоентропійні сплави (ВЕС) – сплави, які містять від 5 до 13 компонентів у співвідношеннях близьких до еквімолярних, що приводить до значного зростання ентропії змішування [1]. ВЕС в основному отримують методами вакуумно-дугового переплаву та механічного легування, що мають такі недоліки як неоднорідність структури, порушення хімічного складу, тривалість процесу отримання тощо. Тому з часом більша увага приділяється комбінованому методу отримання високоентропійного сплаву за допомогою механічного легування та спікання, що забезпечує більш однорідний хімічний склад та може покращити певні властивості ВЕС [2]. Велика різноманітність властивостей ВЕС робить їх привабливими матеріалами для застосування в різних галузях промисловості. Наприклад, при використанні високоентропійних сплавів в якості покриттів різного призначення важливе значення відіграють такі властивості як висока твердість, корозійна стійкість, зносостійкість, високі експлуатаційні властивості при підвищених температурах тощо [1].

Метою роботи було дослідження можливості отримання методом холодного газодинамічного напилення покриття з високоентропійного сплаву.

Високоентропійний  $\text{AlNiCoFeCrTi}$  сплав для покриття було отримано методом короткочасного механічного легування (МЛ) суміші порошків Al, Co, Cr, Fe, Ni та Ti в планетарному млині протягом 3 год. в середовищі бензину з наступним ізотермічним відпадом у вакуумі при температурі 1200 °C протягом 1 год. для гомогенізації хімічного складу в мікрооб'ємах частинок порошку та розмелом протягом 0,5 год. для подрібнення утворених агломератів. Отриманий порошковий  $\text{AlNiCoFeCrTi}$  сплав напилювали на сталеву підкладку методом холодного газодинамічного напилення при тиску 0,9 МПа та температурі потоку стисненого повітря 450 °C при відстані 30 мм до поверхні підкладки.

Формування фазового складу досліджували за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku (Японія) в монохроматичному Cu K $\alpha$  випромінюванні. На рис. 1 представлено дифракційні спектри порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву на різних етапах отримання та AlNiCoFeCrTi покриття.

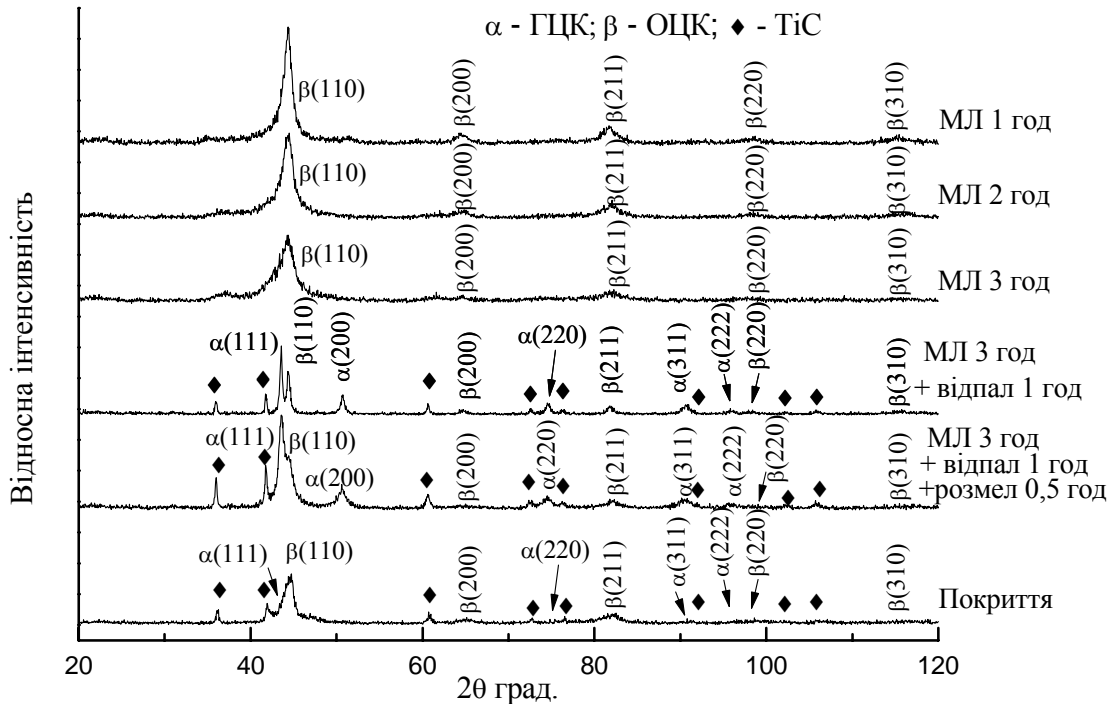


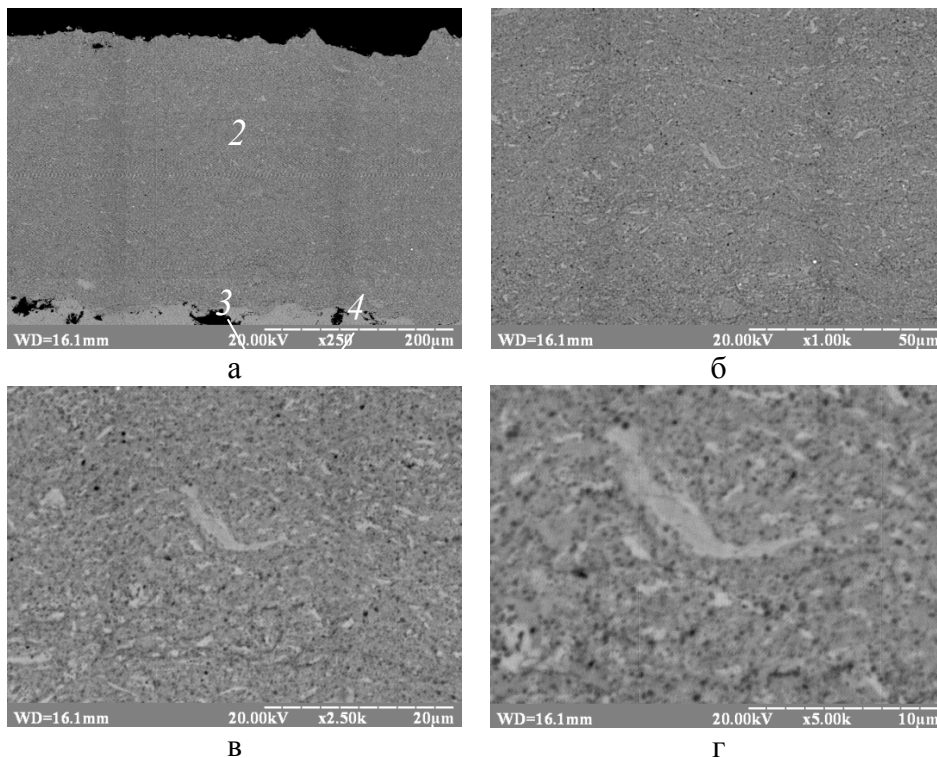
Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву після короткочасного механічного легування (1; 2 та 3 год.) з наступним гомогенізуючим відпалом при 1200 °C протягом 1 год. і розмелом протягом 0,5 год. та AlNiCoFeCrTi покриття

Після МЛ в дифракційному спектрі виникає система ліній, що відповідає ОЦК твердому розчину (β-фаза), причому зі збільшенням часу МЛ в дифракційному спектрі спостерігається значне зменшення інтенсивності дифракційних максимумів та істотне їх розширення, що свідчить про значне зменшення розміру кристалітів і підвищення мікронапружень внаслідок інтенсивної пластичної деформації в процесі МЛ [4], а також викривлень кристалічної решітки через взаємне розчинення атомів компонентів із різними атомними радіусами.

Після відпалу спостерігається поява ГЦК твердого розчину (α-фаза), що пов'язано з недостатнім часом механічного легування та метастабільним станом ОЦК твердого розчину. Також в сплаві присутня карбідна фаза TiC, що може бути пов'язано з високою активністю Ti, який не розчинився в твердому розчині під час МЛ та реагує з вуглецем, що є складовою бензину, який використовували в процесі МЛ. Аналогічний фазовий склад

спостерігається після розмелу та в покритті, тобто при напилюванні зберігається вихідний фазовий склад вихідного порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву.

Дослідження мікроструктури покриття проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопу РЕММА-101А, оснащеного енергодисперсійним спектрометром. На рис. 2 наведено СЕМ зображення поперечного перерізу AlNiCoFeCrTi покриття.



1 – бакеліт; 2 – покриття; 3 – SiC; 4 – сталева підкладка

Рис. 2. СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриття

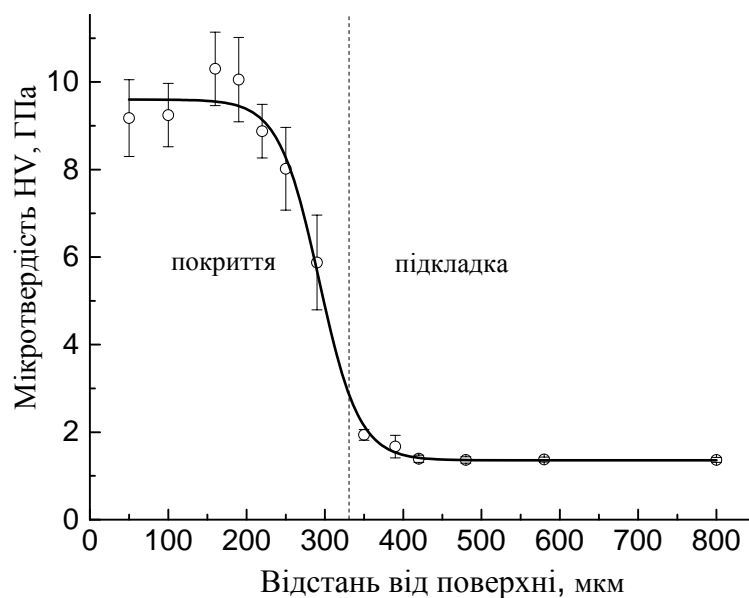


Рис. 3. Розподіл мікротвердості за товщиною AlNiCoFeCrTi покриття та підкладки

Мікроструктура покриття складається зі світлої та темної фаз, причому більшу частину складає фаза темного кольору, яка у відповідності з дифракційними даними належить ОЦК твердому розчину. Покриття має незначну пористість, близько 1%, та хорошу адгезію з підкладкою. Між покриттям і сталеву підкладкою присутні включення карбїду кремнію, який використовували для підготовки поверхні сталевї підкладки до напилення.

Мікротвердість HV визначали методом Віккерса на приладі ПМТ-3 за стандартною методикою при навантаженні на індентор 1 Н. За результатами випробувань мікротвердості побудовано криву зміни мікротвердості AlNiCoFeCrTi покриття за відстанню від поверхні покриття (рис. 3).

AlNiCoFeCrTi покриття має високу мікротвердість яка становить 9,5 ГПа, що пов'язано з ефектами твердорозчинного та дисперсійного зміцнення.

#### Література:

1. High-Entropy Alloys 2nd Edition / B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan [et. al]. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2019.
2. Murty B. S. High-entropy alloys by mechanical alloying: A review / B. S. Murty, M. Vaidya, G. M. Muralikrishna // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34. – P. 664-686.
3. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered AlCoCrFeNiTi0.5 high entropy alloy / I. Moravcik, J. Cizek, P. Gavendova [et. al] // Mater. Lett. – 2016. – Vol. 174. – P. 53-56.

**Недужий А.М., Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

#### **ДІАГРАМА ЗМІНИ МОРФОЛОГІЧНИХ ОЗНАК ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

**E-mail:** onmlptima@ukr.net

В залежності від умов заливки, охолодження та кристалізації в доєвтектичних силумінах утворюється первинна алюмінієва фаза ( $\alpha$ -фаза) з морфологією кристалів дендритної та недендритної (розеткоподібна та глобулярна) форм. При аналізі мікроструктури сплаву можна спостерігати первинні кристали твердого розчину алюмінію, які складно віднести тільки до одного із трьох вказаних морфологічних типів. У залежності від умов кристалізації відбувається перехід від одного типу структури первинної  $\alpha$ -фази в інший. На сьогоднішній день це питання залишається актуальним і не до кінця вивченим.