

METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 68.35.bd, 68.35.bg, 68.47.Gh, 68.55.-a, 68.55.J-, 81.15.Jj

Одержання та фізичні властивості покриттів системи (CrCoNiFeTi)C

Г. С. Корнющенко, В. І. Перекрестов, Ю. О. Космінська, А. С. Домник

*Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

Запропоновано нову методику одержання покриттів системи (CrCoNiFeTi)C шляхом йонного розпорощення стрижня, що складений із шайб відповідних металів та вуглецю. Елементний склад покриттів задовільно узгоджується з розподілом різних металів та вуглецю вздовж розпорощуваного стрижня. За допомогою растрової та просвітлювальної електронної мікроскопії, а також рентгенофазового аналізу встановлено, що покриття складаються з дрібнодисперсних полікристалів з розмірами зерен у декілька нанометрів. З підвищенням концентрації вуглецю приблизно в межах від 14 до 48 ат.% відбувається карбідизація титану та зменшення шорсткості поверхні покриттів, що призводить до підвищення їхньої мікротвердості відповідно від 7 до 27 ГПа.

Ключові слова: високоентропійні покриття, йонне розпорощення, механічні властивості, механізми структуроутворення.

A new technology of (CrCoNiFeTi)C system coatings formation with using ion sputtering of a rod consisting of disks made of corresponding metals and carbon is proposed. The coating elemental composition is in good agreement with metals and carbon distribution along the sputtered rod. As established using scanning, transmission electron microscopy and energy-dispersive elemental analysis, the coatings consist of fine polycrystals with grains' sizes

Corresponding author: Anna Serhiyivna Korniyushchenko
E-mail: ganna.korniushchenko@fulbrightmail.org

*Sumy State University,
2 Rymsky-Korsakov Str., UA-40007 Sumy, Ukraine*

Citation: A. S. Korniyushchenko, V. I. Perekrestov, Yu. O. Kosminska, and A. S. Domnyk, Formation and Physical Properties of (CrCoNiFeTi)C Coatings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43, No. 6: 725–740 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.06.0725](https://doi.org/10.15407/mfint.43.06.0725).

of few nanometers. An increase in carbon concentration from 14 to 48 at.% leads to titanium carbidization and to decreasing in the roughness of coatings surface. As a result, the coatings microhardness increases from 7 to 27 GPa.

Key words: high-entropy alloys, ion sputtering, mechanical properties, structure formation mechanisms.

(Отримано 10 квітня 2019 р.; остаточн. варіант — 5 березня 2021 р.)

1. ВСТУП

Останнім часом спостерігається зростання інтересу до одержання та вивчення функціональних покриттів, що містять п'ять і більше хімічних елементів. Такі покриття перспективні з огляду на можливість реалізації унікальної комбінації їхніх захисних властивостей — стійкості до зношування, корозії, дії високих температур тощо. Кількісні варіації різних елементів, що входять до складу багатокомпонентних покриттів, дають змогу «проекувати» їхні оптимальні характеристики для конкретних застосувань. У покриттях з різними елементними складами, завдяки високій конфігураційній ентропії, найчастіше формуються прості тверді розчини у кристалічному або аморфному стані. Поряд з цим в окремих випадках може спостерігатися утворення інтерметалічних фаз та сегрегація елементів [1]. Для багатокомпонентних високоентропійних покриттів здебільшого використовують еквіатомний елементний склад [2]. До того ж використання нееквіатомного складу, додавання до складу покриттів інших сполук або елементів у невеликій кількості може сприяти покращенню експлуатаційних характеристик [1].

Багатокомпонентні високоентропійні покриття одержують здебільшого такими методами, як плазмово-дугове нанесення [3], лазерне або плазмове плакування [4], плазмотронне нанесення [5] та магнетронне розпорошення [6, 7]. Серед зазначених технологій магнетронне розпорошення займає важливе місце. Так, в інших технологічних підходах процеси топлення, а також існування краплинної фракції порушують високоентропійність і, відповідно до цього, знижують експлуатаційні характеристики покриттів [1, 8]. Поряд з цим функціональні можливості магнетронного розпорошення досить широкі. Так, за допомогою одночасного розпорошення різними магнетронами різних металів можна контролювати необхідні співвідношення елементів [9]. Також можна одержати покриття з необхідним співвідношенням компонентів за магнетронного розпорошення стопних мішеней, або мішеней, що складаються з сегментів різних хімічних елементів [1].

Нині набувають розвитку напрямки, пов'язані з одержанням нітридних, карбідних, оксидних, боридних та силіцидних покриттів на основі багатокомпонентних систем [10, 11]. Слід зазначити, що

кількість публікацій щодо одержання нітридних покриттів суттєво переважає кількість публікацій, які мають відношення до карбідних покриттів [1, 10], що, насамперед, пов'язано з різними технологічними можливостями. Поряд з цим карбідні багатоконпонентні покриття характеризуються високими експлуатаційними характеристиками і, відповідно, можуть бути використані в різних галузях науки і техніки [12, 13].

Для одержання багатоконпонентних карбідних покриттів широко використовують метод магнетронного розпорошення у хемічно активному або інертному середовищах. Так, у роботі [14] одержували покриття системи (AlCrTiNbY)C магнетронним розпорошенням одноелементних мішеней в атмосфері $\text{CH}_4 + \text{Ar}$. Одержані за цих умов покриття склалися з інтерметалідної, карбідної та вуглецевої фаз та мали максимальну твердість 23 ГПа. У роботі [7] одержали покриття (CrNbSiTiZr) C_x з мікротвердістю 32 ГПа для 36,7 ат. % Карбону. Також карбідні покриття з мікротвердістю 36 ГПа системи (CrNbTaTiW)C були одержані магнетронним розпорошенням мішеней з C, Nb, Ti/Cr (1:1) та складеної мішені Ta/W (1:1) [6].

Таким чином, дослідження механізмів структуроутворення багатоконпонентних карбідних покриттів є актуальним науково-технологічним завданням. Виходячи із зазначеного вище, у роботі запропоновано нову методику одержання покриттів системи (CrCoNiFeTi)C методом йонного розпорошення стрижня, що складений з шайб різних металів та вуглецю.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для одержання покриттів системи (CrCoNiFeTi)C використано розроблений авторами новий технологічний підхід, що базується на йонному розпорошенні стрижня, складеного із шайб зазначених вище металів та графіту. Зовнішній вигляд складеного із різних хемічних елементів стрижня і, відповідно до нього, розміщених підкладок схематично представлено на рис. 1. Відстань між центрами підкладок 1 і 4 становила 85 мм.

Фізичні основи роботи розпорошувального пристрою базуються на використанні розряду в атмосфері аргону, стабільність і підвищені струми якого визначаються магнетронним ефектом та ефектом порожнистого катоду. Будову і особливості роботи пристрою для розпорошення стрижнів нами викладено в [15, 16]. Слід зазначити, що процес розпорошення можна проводити у металевій трубі, що співвісно розташована відносно стрижня. У разі переміщення труби відносно осі стрижня можна одержати покриття у вигляді композитів на внутрішній поверхні труби, що на сьогодні є актуальним для вирішення широкого спектру прикладних задач.

Із схематичного зображення елементів розпорошувальної системи

зрозуміло, що у разі переміщення труби знизу вгору спочатку буде осаджуватися Хром, що відповідає за адгезію покриттів, а надалі у послідовному порядку Co, Ni, Fe, Ti і C. Оскільки за йонного розпорошення розподіл за напрямками розпорошених атомів, здебільшого відповідає косинусоїдному характеру [15], межа переходу в покриттях від одного хемічного елементу до іншого буде розмита, що є необхідною передумовою для делокалізації внутрішніх механічних напружень у покриттях. Основна мета роботи полягає у вивченні фізичних властивостей покриттів, одержаних без переміщення підкладок відносно стрижня. У цьому випадку викладені в роботі дослідження покриттів, що є складовими покриття, одержаного на підкладці 4 у випадку її поступового переміщення відносно стрижня у положення підкладки 1 (рис. 1).

Важливою особливістю роботи розпорошеного пристрою є відсутність охолодження складеного стрижня [15, 16]. З цих причин,

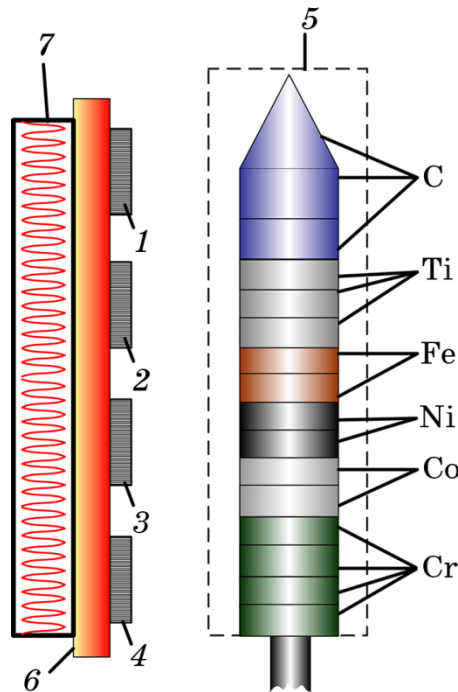


Рис. 1. Схематичне зображення елементів пристрою для нанесення покриттів (1–4 — підкладки; 5 — складений з різних металів та вуглецю розпорошуваний стрижень; 6 — підкладкотримач; 7 — нагрівач).

Fig. 1. Schematic representation of the device for coatings deposition (1–4— substrates; 5—the sputtered rod made of various metals and carbon; 6— substrate holder; 7—heater).

як показали експерименти, під дією бомбардування йонами Ar^+ стрижень досить швидко розігрівається до високих температур. Так пірометричні дослідження показали, що за потужності розряду розпорошувача 560 Вт температура стрижня була приблизно $860^{\circ}C$. Оскільки підкладки знаходяться на відстані ~ 15 мм від поверхні стрижня, теплове випромінювання останнього призводить до значного розігріву поверхні нарощування покриттів. Так, дослідження температури зони підкладок за допомогою термопар за потужності розряду розпорошувача 560 Вт показали, що температура ростової поверхні тільки за рахунок теплового випромінювання стрижня знаходиться в межах від 320 до $400^{\circ}C$. Зрозуміло, що зазначений температурний інтервал може зміщуватися у той чи інший бік залежно від теплопровідності підкладки. Взявши до уваги зазначене вище, температуру нарощування конденсатів встановлювали наступним чином. Спочатку за допомогою нагрівача 7 (рис. 1) розігрівали підкладки до температури $350^{\circ}C$. Надалі включали розпорошувач стрижнів і відбувався його розігрів відповідно до підведеної потужності розряду. Одночасно з підключенням розпорошувача стрижнів проводили поступове відключення нагрівача підкладок 7.

Масоспектрометричні дослідження монопольним масо-аналізатором MX7304A з абсолютною чутливістю досліджуваних газів $\sim 10^{-12}$ Па показали, що в аргоні, який використовували як робочий газ, знаходиться значна кількість залишкових хемічно активних газових компонентів. До останніх варто віднести O_2 , H_2 , N_2 , H_2O , CO_2 , CH_4 , а також інші вуглеводні та продукти їхнього розкладу. Для одержання бездомішкових конденсатів та підвищення стабільності розряду розпорошувача стрижнів безпосередньо у вакуумній робочій камері проводили глибоке очищення аргону за методикою [17]. Для цього двома додатковими магнетронами проводили розпорошення титану, що призводило до утворення плівки на внутрішній поверхні вакуумної камери. До того ж, зона розпорошувача стрижня була захищена від попадання парів титану спеціальними екранами. Так як швидкість поглинання хемічно активних газів плівкою Ti приблизно на два порядки вища за швидкість поглинання Ar [18], тиск останнього знижувався досить повільно, що надалі дозволяло мінімізувати парціальний тиск усіх хемічно активних газів до величини $\sim 10^{-7}$ Па у разі збереження тиску аргону. Слід також зауважити, що розпорошення титану проводили за умови повного відключення системи відкачки від робочої камери і одноразового напуску аргону, а процес очищення аргону продовжували протягом усього технологічного процесу розпорошення стрижня без додаткового напуску Ar у робочу камеру. Виходячи з умов найбільш стабільної роботи розпорошувача стрижнів і підвищення швидкості конденсації, процес нанесення покриття проводили за тиску робочого газу (Ar) 5–7 Па.

Для РЕМ-досліджень з елементним аналізом, рентгенофазового аналізу та досліджень мікротвердості покриттів, останні формували на лабораторному склі, а для ПЕМ-досліджень як підкладки використовували відколки КСІ. Водночас осадження покриттів на підкладки з лабораторного скла відбувалося за потужності розряду розпорошувача 560 Вт, а на відламки КСІ — за потужності 380–400 Вт. Температура ростової поверхні за конденсації на скло приблизно складала 350°C, а за конденсації на відколки КСІ — 280°C. Дослідження структури і елементного складу проводили за допомогою растрового електронного мікроскопа FEI NanoSEM 230 з використанням спектра характеристичного рентгенівського випромінювання. Рентгенофазовий аналіз проводили на приладі SIEMENS (2×) D5000. Електронографічні і структурні дослідження проводили з використанням просвітлювального електронного мікроскопа ПЕМ-125.

Для вимірювання мікротвердості покриттів за Вікерсом використовували прилад МПТ-3. Водночас нормальне навантаження P на індентор становило 0,098 Н. Середня довжина діагоналей відбитку d дозволяла провести розрахунок твердості зразків за формулою

$$H_V = \frac{0,189P}{d^2}. \quad (1)$$

Паралельно вимірюванню за Вікерсом проводили оцінку мікротвердості методом нанесення подряпин алмазним індентором. У цьому випадку за відомою кореляцією між розмірами відбитків індентора у разі вимірювання мікротвердості за Вікерсом та шириною подряпин можна проводити оцінку розподілу мікротвердості, щоб вивчити відповідний розподіл ширини подряпин. Нормальне навантаження на індентор під час нанесення подряпин становило 0,196 Н.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Елементний склад покриттів

Спектри характеристичного рентгенівського випромінювання і відповідні до них елементні склади покриттів представлено на рис. 2. Слід зазначити, що номери покриттів, результати дослідження яких представлено на рис. 2, збігаються з відповідними номерами підкладок (рис. 1), на яких вирощені ці покриття. До того ж, для дослідження елементного складу використано енергію електронів 10 кеВ. Необхідно також зауважити, що елементний склад досліджували в центральних частинах підкладок.

Використовуючи наведені на рис. 2 експериментальні результати, проведено їх узагальнення шляхом побудови графіків залежності елементних складів від номера підкладки або відстані від підк-

ладки 1 до підкладки 4 (рис. 3), що дозволило зробити наступні висновки:

1. Елементний склад покриттів задовільно корелює з розподілом хемічних елементів на стрижні.
2. Підвищену концентрацію вуглецевої складової у покриттях на

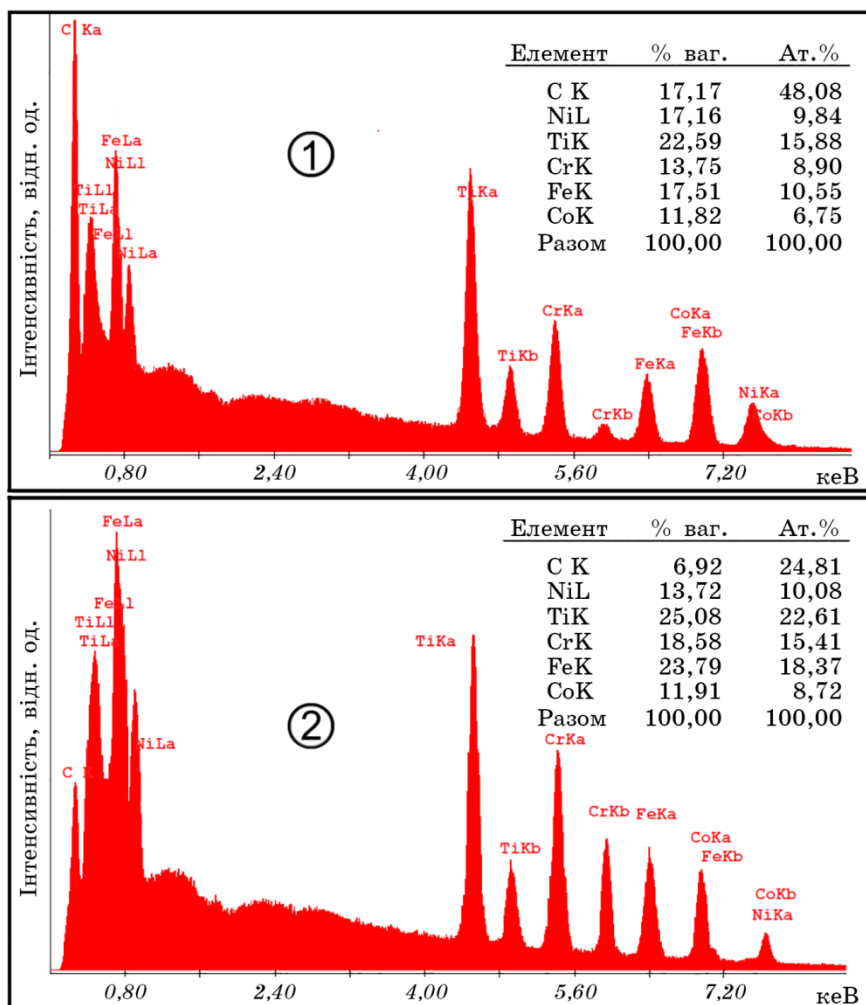
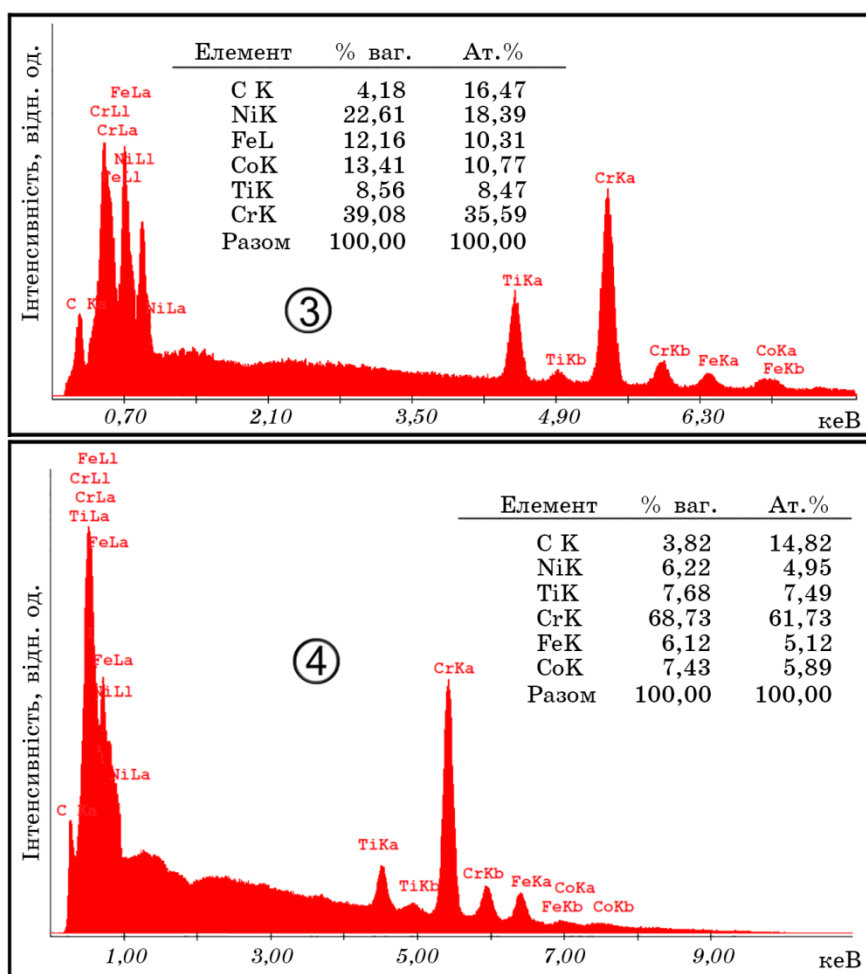


Рис. 2. Спектри характеристичного рентгенівського випромінювання і відповідні до них елементні складі покриттів системи (CrCoNiFeTi)C, одержані на підкладках, що розташовані у різних частинах підкладкотримача (рис. 1).

Fig. 2. Spectra of characteristic X-rays and the corresponding elemental compositions of (CrCoNiFeTi)C coatings deposited on the substrates placed in various parts of the substrate holder.



Продовження рис. 2.

Continuation of Fig. 2.

всіх підкладках можна пояснити інтенсивнішим розпорощенням верхньої частини стрижня, тобто вуглецевої складової. Можливо встановлений розподіл вуглецевої складової є також наслідком інтенсивнішого розсіювання легких атомів Карбону на молекулах газового середовища, що підсилює їх дифузію у напрямку підкладки 4.

3. Підвищена концентрація хрому на підкладках 3 і 4 визначається використанням підвищеної кількості складової із Cr у нижній частині стрижня (рис. 1), а також підвищеним коефіцієнтом його розпорощення. Слід зауважити, що встановлений розподіл хрому у покриттях є бажаним, оскільки він відповідає за адгезію покриттів

у разі переміщення підкладок (труби) знизу вгору.

3.2. Фазовий склад та структура покриттів

Розглянемо результати рентгенофазового аналізу покриттів на підкладках із скла, що згідно рис. 1, розташовані у різних місцях. Маючи на увазі закономірності зміни елементного складу залежно від місця розташування підкладок (рис. 2 і рис. 3), закономірності зміни фазового складу покриттів на основі рентгенівських досліджень (рис. 4) можна пояснити наступним чином.

Насамперед звертає на себе увагу спільна для всіх покриттів їхня структурна розупорядкованість. Так навіть у разі проведення рентгеноструктурного аналізу в режимі підвищеної чутливості спостерігається незначна висота досить обмеженої кількості дифракційних максимумів (рис. 4).

Зазначена структурна розупорядкованість є характерною для багатокомпонентних високоентропійних стопів, а також покриттів на їх основі і пояснюється утворенням твердого розчину, атоми якого мають різні розміри та однакову ймовірність зайняти той чи інший

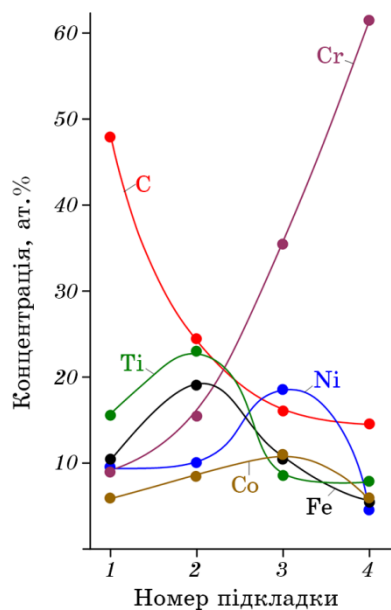


Рис. 3. Залежності концентрацій хімічних елементів у покриттях системи (CrCoNiFeTi)C від номера підкладки.

Fig. 3. The concentration dependencies of different elements of the system (CrCoNiFeTi)C on the substrate number.

вузол кристалічної ґратниці [19].

Розрахунки міжплощинних відстаней, що проведені на основі рентгенограм, дозволили встановити присутність ГЦК-ґратниці в конденсатах з найвищим вмістом Карбону ~48 ат. % (рис. 2–4). Період цієї ґратниці становить 0,4326 нм, що приблизно відповідає

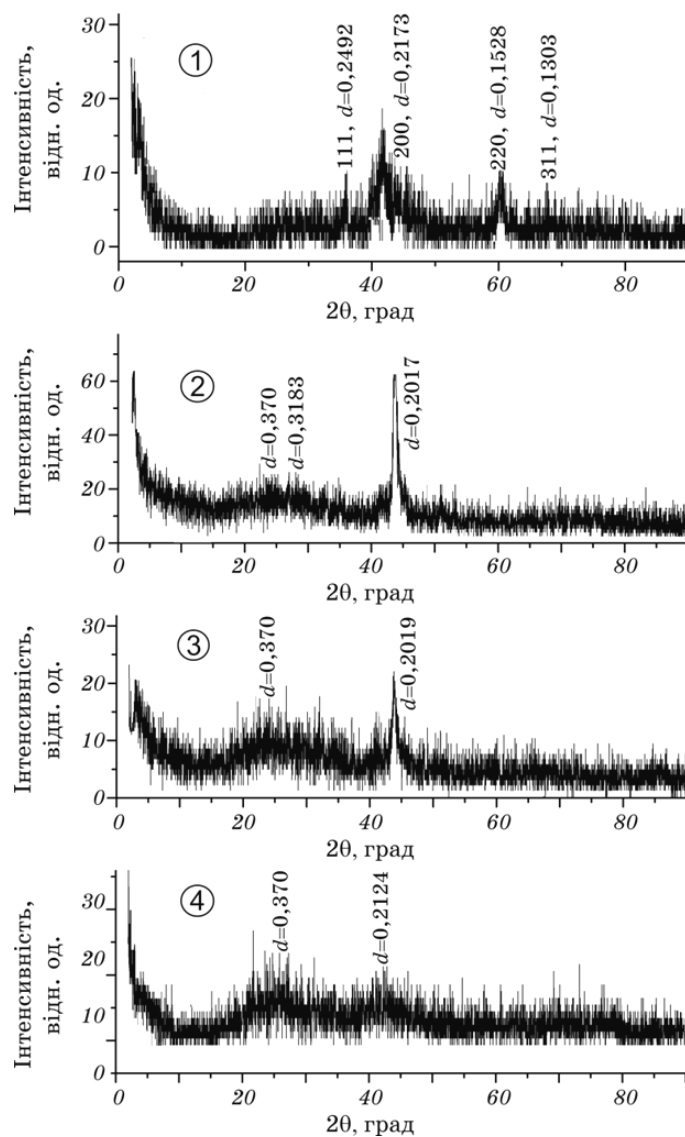


Рис. 4. Результати рентгенофазових досліджень покриттів системи (CrCoNiFeTi)C.

Fig. 4. Results of X-ray diffraction investigations of (CrCoNiFeTi)C coatings.

періоду ґратниці карбиду титану ($a_{\text{TiC}} = 0,4327$ нм).

Через обмеженість кількості дифракційних максимумів, а також широкий спектр можливого утворення різноманітних структурних форм, встановити типи кристалічних ґратниць конденсатів з меншим вмістом вуглецю не вдалося. Поряд з цим дифракційні максимуми на рентгенограмах конденсатів, вирощених на підкладках 2 і 3, збігаються з дифракційним максимумом ГЦК-ґратниці CrC з індексами (002). Формування включень CrC є цілком закономірним процесом, оскільки необхідні для цього компоненти у конденсатах присутні (рис. 2 і 3). Деякою мірою ПЕМ-дослідження покриттів корелюють з їх рентгено-фазовими дослідженнями. Так, з представлених на рис. 5 зображень мікроструктур та відповідних до них електроннограм можна зробити загальний висновок про дрібнодисперсну полікристалічну будову покриттів. Водночас у конденсатах з найбільшим вмістом вуглецю спостерігаються слабкі дифракційні максимуми ГЦК-ґратниці, період якої близький до періоду TiC ($a_{\text{TiC}} = 0,43$ нм). У разі зменшення вмісту вуглецю (позиції 2 і 3 на рис. 5) на електроннограмах присутній добре виражений один дифракційний максимум, який відповідає міжплощинній відстані 0,202 нм, що приблизно збігається з рентгенофазовим аналізом і може відноситися до CrC.

Поряд з цим за максимального вмісту хрому (позиція 4 на рис. 5) на електроннограмі спостерігається симетрія розмитих дифракційних максимумів, яка відноситься до ОЦК-ґратниці хрому. Розрахунки періоду ґратниці на основі електроннограм показали, що він приблизно дорівнює 0,28 нм. З точністю до проведених розрахунків таке значення приблизно відповідає періоду ОЦК-ґратниці хрому ($d_{\text{Cr}} = 0,2885$ нм).

Як показано раніше, дифракційні максимуми ОЦК-хрому на рентгенограмах відсутні (позиція 4 на рис. 4). Невідповідність рентгеновських електроннографічних досліджень можна пояснити тим, що конденсати в останньому випадку мали малу товщину (~40 нм), тобто сформовані на початковому етапі конденсації. Поряд з цим покриття для рентгенофазових досліджень формувалися протягом 30–45 хв за більш підвищених потужностей розпорошувача. Зазначені зміни формування покриттів визначили збільшення їхньої товщини до 3,4–4,2 мкм. До того ж відомо [19], що на протязі довготривалого формування багатокомпонентних покриттів можуть суттєво змінюватися їхні структурно-морфологічні характеристики.

Представлені на рис. 5 зображення мікроструктур підтверджують будову конденсатів у вигляді дрібнодисперсного полікристалу. Для усіх елементних складів розміри кристалів складають декілька нанометрів. Поряд з цим конденсати з максимальним вмістом хрому (позиції 3 і 4 на рис. 5) мають кластерну будову, а за умови підвищення вмісту вуглецю з одночасним зниженням вмісту Cr відбу-

вається поступовий перехід від кластерної будови до однорідних структур (позиції 1 і 2 на рис. 5).

Розглянемо результати РЕМ-досліджень у режимі вторинних електронів (рис. 6). Найрозвиненішу морфологію поверхні мають покриття з максимальним вмістом Cr (позиція 4 на рис. 6).

Можлива кластерна будова початкового росту конденсатів (позиція 4 на рис. 5) отримала свій розвиток на етапах подальшого росту. Поряд з цим збільшення вмісту вуглецю призводить до поступового

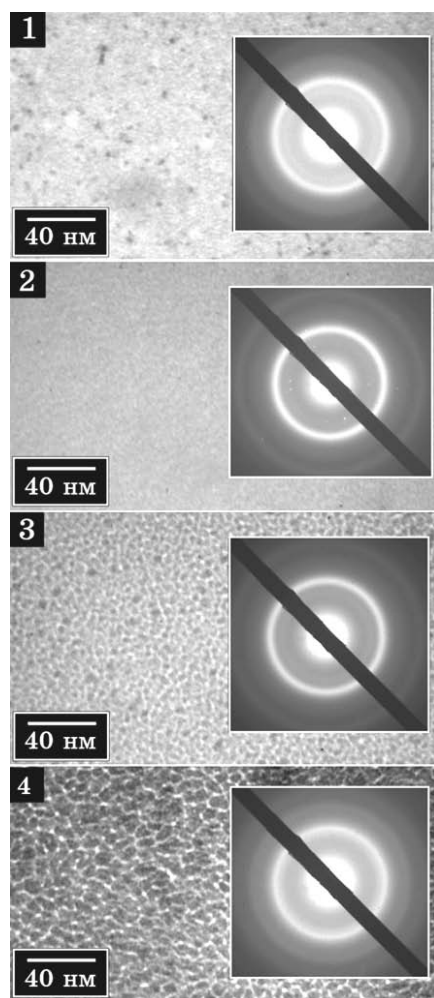


Рис. 5. Зображення структур та електронограми, одержані шляхом ПЕМ-досліджень конденсатів системи $(\text{CrCoNiFeTi})\text{C}$ на свіжих відколках KCl .

Fig. 5. TEM structural investigations and electromyograms of the condensates $(\text{CrCoNiFeTi})\text{C}$ formed on fresh KCl cleavages.

зниження жорсткості поверхні покриттів, що деякою мірою корелює з результатами ПЕМ-досліджень.

3.3. Мікротвердість покриттів

Дослідження мікротвердості покриттів проводили у середній частині підкладок. Дослідження за Вікерсом показали, що мікротвер-

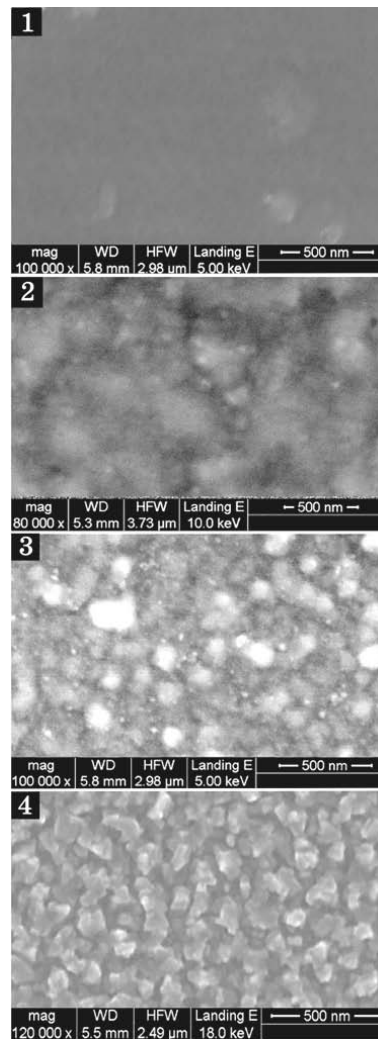


Рис. 6. Зображення морфології поверхонь покриттів системи (CrCoNiFeTi)C, одержаних за допомогою РЕМ-досліджень.

Fig. 6. SEM investigations of the (CrCoNiFeTi)C coatings morphology.

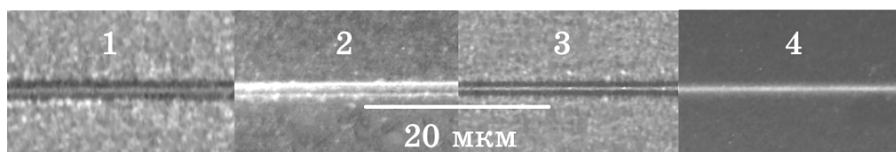


Рис. 7. Зображення подряпин, нанесених алмазним індентором на покриттях системи (CrCoNiFeTi)C, що вирощені на різних підкладках.

Fig. 7. Image of scratches on the (CrCoNiFeTi)C coatings surface made by a diamond indenter.

дість покриттів за концентрації Карбону приблизно 14, 16, 25 і 48 ат. % відповідно мають значення 7, 8, 13 і 27 ГПа.

Розподіл ширини подряпин алмазним індентором (рис. 7), деякою мірою, корелює з мікротвердістю, що визначена за методикою Вікерса. За цих обставин відлущування покриттів у випадку нанесення подряпин не спостерігалось, що свідчить про їхню задовільну адгезію. Також можна зробити припущення про те, що знижені значення мікротвердості покриттів за малих значень концентрації вуглецю частково визначаються підвищеною шорсткістю їхньої поверхні (рис. 6, позиція 3 і 4).

4. ВИСНОВКИ

1. У роботі запропоновано новий технологічний підхід одержання багатоконпонентних покриттів шляхом йонного розпорощення стрижня, що складений із шайб таких хемічних елементів, як Cr, Ni, Co, Fe, Ti і C. За допомогою рентгенівського енергодисперсійного аналізу встановлено, що на підкладках, розміщених вздовж складеного стрижня, одержані покриття системи (CrCoNiFeTi)C, елементний склад яких задовільно узгоджувався з розподілом різних металів та вуглецю вздовж складеного з них стрижня.

2. За допомогою растрової та просвітлювальної електронної мікроскопії, а також рентгенофазового аналізу встановлено, що незалежно від вмісту різних елементів у покриттях системи (CrCoNiFeTi)C, останні мають будову дрібнодисперсних полікристалів з розмірами зерен декілька нанометрів, що пояснюється утворенням твердого розчину, атоми якого мають різні розміри та однакову ймовірність зайняти той чи інший вузол кристалічної ґратниці [19]. Також на основі малоінтенсивних дифракційних максимумів рентгенівських досліджень встановлено, що конденсати з найбільш високою концентрацією вуглецю (~48 ат. %) містять ГЦК-ґратницю TiC. Поряд з цим аналіз розмитих ліній електронограм показав, що початковий етап формування покриттів з мінімальним вмістом C (~14 ат. %) або

з максимальним вмістом Cr (~62 ат.%) супроводжується відповідним утворенням ОЦК-ґратниці з параметрами, наближеними до параметрів ґратниці хрому. Як показав рентгенофазовий аналіз, за умов довготривалої конденсації, утворення зазначеної вище ОЦК-ґратниці Cr не спостерігається, що можливо пояснюється поступовим розігрівом ростової поверхні тепловим випромінюванням стрижня і утворенням сполук з хромом.

3. Збільшення мікротвердості покриттів від 7 до 27 ГПа за підвищеного вмісту вуглецю підсилюється утворенням карбідів та відповідним до цього зменшенням шорсткості поверхні покриттів системи (CrCoNiFeTi)C.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, and P. P. Bhattacharjee, *High-Entropy Alloys* (Elsevier: 2019), p. 165.
2. Sh. Guo and C. T. Liu, *Prog. Natural Sci. Mater. Int.*, **21**: 433 (2011).
3. И. Н. Торяник, В. М. Береснев, У. С. Немченко, Д. А. Колесников, П. В. Турбин, С. С. Гранкин, Е. В. Береснева, В. В. Ганенко, *Физическая инженерия поверхности*, **11**: 420 (2013).
4. X. Li, Y. Feng, B. Liu, D. Yi, X. Yang, W. Zhang, G. Chen, Y. Liu, and P. Bai, *J. Alloys Compd.* **788**: 485 (2019).
5. W. Wang, W. Qi, L. Xie, X. Yang, J. Li, and Y. Zhang, *Materials*, **12**: 694 (2019).
6. P. Malinovskis, S. Fritze, L. Riekehr, L. von Fieandt, J. Cedervall, D. Rehnlund, L. Nyholm, E. Lewin, and U. Jansson, *Mater. Des.*, **149**: 51 (2018).
7. Y.-S. Jhong, Ch.-W. Huang, and S.-J. Lin, *Mater. Chem. Phys.*, **210**: 348 (2018).
8. Sh. Yin, W. Li, B. Song, X. Yan, M. Kuang, Y. Xu, K. Wen, and R. Lupoi, *J. Mater. Sci. Technol.*, **35**: 1003 (2019).
9. X. H. Yan, J. Sh. Li, W. R. Zhang, and Y. Zhang, *Materials Chemistry Physics*, **210**: 12 (2018).
10. D. B. Miracle and O. N. Senkov, *Acta Mater.*, **122**: 448 (2017).
11. A. D. Pogrebnjak, A. A. Bagdasaryan, I. V. Yakushchenko, and V. M. Beresnev, *Russ. Chem. Rev.*, **83**: 1027 (2014).
12. J.-W. Yeh and S.-J. Lin, *J. Mater. Res.*, **33**: 3129 (2018).
13. E. Abbasi and K. Dehghani. *J. Alloys Compd.*, **783**: 292 (2018).
14. M. Braic, V. Braic, M. Balaceanu, C. N. Zoita, A. Vladescu, and E. Grigore, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 2010 (2010).
15. Д. А. Голосов, С. Н. Мельников, А. П. Достанко, *Электронная обработка материалов*, **48**: 63 (2012).
16. В. И. Перекрестов, С. Н. Кравченко, Ю. А. Косминская, И. Н. Кононенко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 2: 203 (2011).
17. V. I. Perekrestov and S. N. Kravchenko, *Instrum. Exp. Tech.*, **45**: 404 (2002).
18. R. Glang, *Handbook of Thin Film Technology* (Eds. L. I. Maissel and R. Glang) (New York: McGraw Hill Hook Company: 1970), vol. 2.

19. Н. А. Азаренков, О. В. Соболев, В. М. Береснев, А. Д. Погребняк, Д. А. Колесников, П. В. Турбин, И. Н. Торьяник, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 8: 1061 (2013).

REFERENCES

1. B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, and P. P. Bhattacharjee, *High-Entropy Alloys* (Elsevier: 2019), p. 165.
2. Sh. Guo and C. T. Liu, *Prog. Natural Sci. Mater. Int.*, **21**: 433 (2011).
3. I. N. Torianik, V. M. Beresnev, U. S. Nemchenko, D. A. Kolesnikov, P. V. Turbine, S. S. Grunkin, E. V. Bernesneva, and V. V. Ganenko, *Fizicheskaya Inzheneriya Poverkhnosti*, **11**: 420 (2013) (in Russian).
4. X. Li, Y. Feng, B. Liu, D. Yi, X. Yang, W. Zhang, G. Chen, Y. Liu, and P. Bai, *J. Alloys Compd.* **788**: 485 (2019).
5. W. Wang, W. Qi, L. Xie, X. Yang, J. Li, and Y. Zhang, *Materials*, **12**: 694 (2019).
6. P. Malinovskis, S. Fritze, L. Riekehr, L. von Fieandt, J. Cedervall, D. Rehnlund, L. Nyholm, E. Lewin, and U. Jansson, *Mater. Des.*, **149**: 51 (2018).
7. Y.-S. Jhong, Ch.-W. Huang, and S.-J. Lin, *Mater. Chem. Phys.*, **210**: 348 (2018).
8. Sh. Yin, W. Li, B. Song, X. Yan, M. Kuang, Y. Xu, K. Wen, and R. Lupoi, *J. Mater. Sci. Technol.*, **35**: 1003 (2019).
9. X. H. Yan, J. Sh. Li, W. R. Zhang, and Y. Zhang, *Materials Chemistry Physics*, **210**: 12 (2018).
10. D. B. Miracle and O. N. Senkov, *Acta Mater.*, **122**: 448 (2017).
11. A. D. Pogrebnyak, A. A. Bagdasaryan, I. V. Yakushchenko, and V. M. Beresnev, *Russ. Chem. Rev.*, **83**: 1027 (2014).
12. J.-W. Yeh and S.-J. Lin, *J. Mater. Res.*, **33**: 3129 (2018).
13. E. Abbasi and K. Dehghani, *J. Alloys Compd.*, **783**: 292 (2018).
14. M. Braic, V. Braic, M. Balaceanu, C. N. Zoita, A. Vladescu, and E. Grigore, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 2010 (2010).
15. D. A. Golosov, S. N. Melnikov, and A. P. Dostanko, *Elektronnaya Obrabotka Materialov*, **48**: 63 (2012) (in Russian).
16. V. I. Perekrestov, S. N. Kravchenko, Yu. A. Kosminskaya, and I. N. Kononenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 2: 203 (2011) (in Russian).
17. V. I. Perekrestov and S. N. Kravchenko, *Instrum. Exp. Tech.*, **45**: 404 (2002).
18. R. Glang, *Handbook of Thin Film Technology* (Eds. L. I. Maissel and R. Glang) (New York: McGraw Hill Hook Company: 1970), vol. 2.
19. N. A. Azarenkov, A. V. Sobol, V. M. Beresnev, A. D. Pogrebnyak, D. A. Kolesnikov, P. V. Turbin, and I. N. Torianik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 8: 1061 (2013) (in Russian).