

PACS numbers: 61.72.Lk, 61.72.Qq, 62.20.mt, 62.23.Pq, 81.05.Je, 81.15.Rs, 81.65.Lp

Нанорозмірні структури детонаційних металокерамічних покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si

О. М. Берднікова, Ю. М. Тюрін, О. В. Колісніченко,
О. С. Кушнарєва, Є. В. Половецький, Є. П. Тітков, Л. Т. Єремєєва

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна*

Композиційні металокерамічні покриття широко використовуються для підвищення надійності та довговічності виробів, експлуатаційні характеристики яких визначаються властивостями їхніх робочих поверхонь і уможливають використовувати їх для роботи в екстремальних умовах (високі температура та тиск, інтенсивний знос, знакозмінні навантаження тощо). Перспективним способом підвищення експлуатаційних властивостей і довговічності виробів є нанесення на їхні поверхні функціональних покриттів методом багатокамерного детонаційного напорошення, технологію й обладнання для якого розроблено в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. Характерною особливістю структури, що формується при високошвидкісних режимах детонаційного напорошення на різні матеріали (криця, мідь, алюміній, титан) композиційних покриттів різних систем ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al/Ti}$, ZrSiO_4 , WC-Co-Cr , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-TaC-NiCr}$) є наявність фрагментованої субструктури та наночастинок зміцнювальних фаз. Утворення наноструктурного стану сприяє підвищенню міцності, в'язкості руйнування та тріщиностійкості таких покриттів. Поширеним напрямом застосування детонаційної методи одержання функціональних покриттів є напорошення стопів на основі системи Ni–Cr для підвищення стійкості проти зносу виробів, що працюють в умовах високих температур і хемічно активних середовищ. Метою роботи є встановлення закономірностей формування структурно-фазового складу та його впливу на міцність і тріщиностійкість детонаційних металокерамічних покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si. Дослідження структурно-фазового стану покриттів проводили із застосуванням методичного підходу, що включає світлову, сканувальну та трансмісійну електронні мікроскопії, рентгеноструктурну фазову аналізу. Вихідний порошок складається з твердого розчину на основі нікелю та хрому, що містить боридні, силіцидні та карбідні фази в чистому вигляді, а також інтерметаліди та карбобориди в невеликих кількостях. Значних відмінностей фазового складу між покриттями, напорошеними на різних

режимах, не виявлено. Виявлено наявність фаз твердого розчину на основі Ni–Cr, боридів ніклю та хрому, в невеликій кількості силіциду ніклю та карбїду хрому. Встановлено, що збільшення тепловкладення та фракції порошку забезпечує формування найбільшого за товщиною покриття з максимальною часткою лямелей із збільшенням мікротвердості та з мінімальною пористістю, формування дисперсної за розмірами субструктури із рівномірним розподілом наночастинок фаз і безградієнтним рівнем густини дислокацій. З'ясовано взаємозв'язок структури з властивостями міцності, рівнем локальних внутрішніх напружень і локалізованої деформації, що формуються у покриттях. Встановлено, що високий рівень міцності та тріщиностійкість покриттів забезпечуються за рахунок дрібнозернистої зерненої та субзерненої структур за рівномірного розподілу зміцнювальних фаз і дислокаційної густини. Показано, що високі швидкості детонаційного напорошення зумовлюють утворення наноструктурного стану у покриттях, що підвищує їхню міцність і тріщиностійкість. Формування субструктури та наночастинок фаз з рівномірним розподілом їх у матриці покриттів сприяє підвищенню субструктурного та дисперсійного зміцнення. Безградієнтний розподіл густини дислокацій із формуванням подрібненої структури запобігає утворенню концентраторів локальних внутрішніх напружень і зон локалізації деформації в одержаних покриттях.

Metal–ceramic composite coatings are widely used to improve the reliability and durability of the products, whose operational properties are determined by the properties of their working surfaces. It allows using them in extreme conditions like high temperature and pressure, intensive wear, alternating loads, etc. A promising way to improve the performance properties and durability of products is the application of functional coatings on their surface by multichamber detonation spraying, technology and equipment for which were developed at the Paton Electric Welding Institute of the N.A.S. of Ukraine. A characteristic feature of the structure formed by high-speed modes of detonation spraying of various materials ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Al/Ti}$, ZrSiO_4 , WC--Co--Cr , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--TaC--NiCr}$) on various substrates (steel, copper, aluminium, titanium) is the presence of the fragmented substructure and nanoparticles of hardening phases. The formation of the nanostructures increases strength, toughness and fracture toughness of coatings. One of the areas of application of the multichamber detonation technique is spraying of the alloys based on the Ni–Cr system to increase the wear resistance of products operating in high temperatures and chemically active environments. The goal of this work is to establish the patterns of formation of the structural–phase composition of detonation metal–ceramic coatings of the Ni–Cr–Fe–B–Si system and its influence on the strength and crack resistance. Studies of the coatings are performed using a methodological approach that includes light, scanning and transmission electron microscopies and x-ray diffraction phase analysis. The sprayed powder consists of a solid solution based on nickel and chromium containing the boride, silicide and carbide phases in pure form, as well as intermetallides and carboborides in small quantities. Significant differences in phase composition between coatings sprayed on different modes are not detected. The presence of solid solution phases based on

Ni–Cr, nickel and chromium borides, as well as small amounts of nickel silicide and chromium carbide is revealed. As established, the increase in heat input and powder size provides the formation of the largest coating thickness with the maximum proportion of lamellae with increasing microhardness and minimum porosity, formation of dispersed substructure with uniform distribution of phase nanoparticles and gradient-free dislocation density. The correlation between the structure and properties of strength, level of local inner stress and localized deformation formed in the coatings is established. A high level of strength and crack resistance of coatings are provided by the fine-grained grain and subgrain structures with uniform distribution of reinforcing phases and dislocation density. It is shown that high speeds of detonation spraying cause the formation of a nanostructured state in coatings, which increases their strength and crack resistance. The formation of the substructure and nanoparticles of the phases with their uniform distribution in the matrix of coatings contributes to the increase of substructural and dispersion hardening. The gradient-free distribution of dislocation densities during the formation of the dispersed structure prevents the formation of concentrators of local internal stress and zones of deformation localization in the coatings.

Ключові слова: металокерамічні покриття, детонаційне напорошення, мікроструктура, наночастинки фаз, густина дислокацій, міцність, трициклонність.

Key words: metal-ceramic coatings, detonation spraying, microstructure, phase nanoparticles, dislocation density, strength, crack resistance.

(Отримано 8 квітня 2021 р.; після доопрацювання — 16 квітня 2021 р.)

1. ВСТУП

Актуальним завданням сучасної промисловості є підвищення надійності та довговічності виробів, експлуатаційні характеристики яких визначаються властивостями їхніх робочих поверхонь і уможливають використання їх для роботи в екстремальних умовах (високі температура та тиск, інтенсивний знос тертям, знакозмінні навантаження тощо). Одним з найпоширеніших і перспективних способів підвищення експлуатаційних властивостей і довговічності виробів є нанесення на їхні поверхні функціональних покриттів [1–6]. Найбільш передовими та динамічно розвиваними технологіями вважаються методи високошвидкісного газополуменевого напорошення, плазмового напорошення покриттів, а також лазерні та гібридні технології [7–11]. Завдяки дуже високій якості одержуваних покриттів і продуктивності процесів вони в ряді випадків витіснили інші поширені технології нанесення покриттів. Альтернативою даним методам є метода багатоканального детонаційного напорошення, технологію й обла-

днання для якого було розроблено в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України [12, 13].

Методом багатокамерного детонаційного напорошення на різні матеріали (криця, мідь, алюміній, титан) було одержано цілий ряд композиційних покриттів ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al/Ti}$, ZrSiO_4 , WC-Co-Cr , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-TaC-NiCr}$) [14–16]. Дослідженнями одержаних покриттів було встановлено вплив технологічних режимів напорошення на структурно-фазові зміни у поверхнях, яких оброблено. За різних режимів оброблення у поверхневих шарах було встановлено зміни: мікротвердості, об'ємної частки фазового складу, розмірів дисперсних фаз, зеренної та субзеренної структур, характеру розподілу густини дислокацій. З'ясовано, що за відповідної зміни режимів детонаційного напорошення змінюється співвідношення мікротвердості, об'ємної частки пор, фазового складу, розподілу дисперсних фаз, зеренної, субзеренної й дислокаційної структур та ін. Встановлено взаємозв'язок структури з механічними властивостями цих покриттів, рівнем локальних внутрішніх напружень і локалізованої деформації, що формуються. Встановлено, що високий рівень механічних властивостей і тріщиностійкість нових покриттів забезпечуються за рахунок оптимального структурно-фазового складу: дрібнозернистої зеренної та субзеренної структур за рівномірного розподілу зміцнювальних фаз і дислокаційної густини. Підвищенню тріщиностійкості покриттів сприяє відсутність протяжних структурних зон дислокаційних скупчень-концентраторів локальних внутрішніх напружень. Аналітичними оцінками встановлено внесок всіх структурних параметрів у зміну міцності та тріщиностійкості досліджуваних покриттів. Показано, що найбільший внесок в інтегральне зміцнення покриттів вносять: дисперсні частинки фазових виділень (дисперсійне зміцнення за Орованаом) у матриці покриттів, формування субструктури (субзеренне зміцнення) за рівномірного розподілу густини дислокацій (дислокаційне зміцнення).

Характерною особливістю структури, що формується при високошвидкісних режимах детонаційного напорошення, є значне подібнення структурних складових, наявність фрагментованої субструктури розміром у 80–300 нм. Структура покриттів характеризується наявністю наночастинок зміцнювальних фаз. Розмір наночастинок фаз, рівномірно розподілених по всьому об'єму структури, становить 10–100 нм. Утворення наноструктурного стану у таких покриттях сприяє підвищенню міцності, в'язкості руйнування та тріщиностійкості [14, 15, 17].

Поширеним напрямом застосування детонаційної методи одержання функціональних покриттів є напорошення стопів на основі системи Ni–Cr для підвищення стійкості проти зносу виробів, що працюють в умовах високих температур і хемічно активних сере-

довищ. Такі стопи мають високі міцність і корозійну стійкість за рахунок вмісту значної кількості Хрому, а наявність Бору, Силіцію та Карбону приводить до утворення фазових складових з рівнем твердості, що забезпечує високі показники зносостійкості таких покриттів [18]. Однак на даний момент недостатньо достовірної й однозначної інформації про вплив різних технологічних параметрів на структурно-фазовий стан напорошених таким чином покриттів. Метою даної роботи була оцінка впливу параметрів технологічних режимів детонаційного напорошення на структурно-фазовий склад покриттів з порошку самофлюсувального нікелевого стопу системи Ni–Cr–Fe–B–Si. Метою роботи є також встановлення закономірностей формування структурно-фазового складу та його впливу на міцність і тріщиностійкість детонаційних металокерамічних покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si.

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИКИ

2.1. Матеріяли досліджень

Для напорошення покриттів застосовували розпорошений порошок системи Ni–Cr–Fe–B–Si (ТУ 48-4206-156-82) наступного хемічного складу (%): Ni — основа, 10–14 Cr, 5–7 Fe, 2,0–2,3 B, 2,0–3,2 Si, 0,5 C. Зовнішній вигляд порошку наведено на рис. 1, а.

2.2. Технологія

Поверхні зразків попередньо піддавали піскоструминному обробленню з метою видалення оксидної плівки, розвитку поверхні та, відповідно, поліпшення адгезійної міцності покриття. Рівень тепловкладення при напорошенні (режими I–III) змінювався за рахунок варіювання наступних технологічних параметрів: співвідношення довжина/діаметер ствола гармати (l/d , мм) і розмірів частинок ($d_{\text{фр}}$, мкм) використовуваного порошку. I режим: $l/d = 300/16$ мм, $d_{\text{фр}} < 40$ мкм; II режим: $l/d = 330/20$ мм, $d_{\text{фр}} < 40$ мкм; III режим: $l/d = 330/20$ мм, $d_{\text{фр}} < 40\text{--}63$ мкм.

2.2. Методики експерименту

Дослідження структурно-фазового стану покриттів проводили із застосуванням методичного підходу, що включає світлову (мікроскопи Versamet-2 і Neophot-32), сканувальну (мікроскоп SEM-515 фірми «Philips», Нідерланди) та трансмісійну електронні мікроскопії (мікроскоп JEM-200CX фірми «JEOL» із пришвидшувальною напругою у 200 кВ, Японія), рентгеноструктурну фазову

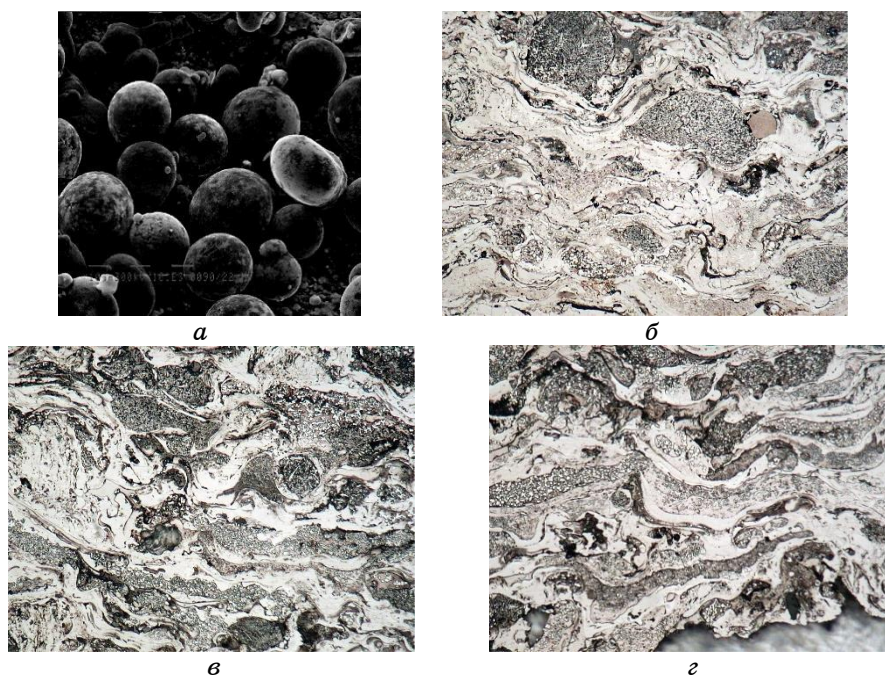


Рис. 1. Зовнішній вигляд порошку (*a*, $\times 1010$) і характерна мікроструктура покриттів, яких одержано за різних режимів: *б* — режим I; *в* — режим II; *г* — режим III ($\times 800$).¹

аналізу (ДРОН-УМ1 у монохроматичному CuK_α -випромінненні), методи кількісної металографії для визначення параметрів структури, кількісні методи визначення густини дислокацій та оцінки розміру дисперсних фаз, методи оцінки розподілу хемічних елементів і статистичної обробки результатів. В результаті проведеної роботи було одержано експериментальні дані про структурно-фазовий стан покриттів, напорошених за різних режимів.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Структурно-фазовий склад покриттів

Як відомо [4, 17], якість металічних покриттів тим ліпше, чим нижче в них вміст нерозтоплених частинок і вище об'ємна частка лямелей, сформованих розтопленими та/або пластифікованими частинками порошку. Висока частка лямелей сприяє хорошим когезії й адгезії одержаних покриттів. Підвищення об'ємної частки нерозтоплених частинок, які в процесі напорошення зазвичай розташовуються на периферії двофазного потоку «поро-

шок-газ», призводить до порушення контактних процесів взаємодії частинок між собою та з поверхнею основи, що істотно погіршує якість покриттів.

На першому етапі експериментальних досліджень було вивчено структурно-фазовий склад покриттів. Встановлено, що напорошення з використанням режиму I приводить до формування покриттів товщиною до 125 мкм з інтегральною мікротвердістю $HV_{0,05} = 3620-4410$ МПа (рис. 1, б, рис. 2). Об'ємна частка лямелей у покриттях складає 65% із 25% нерозтоплених частинок і 10% інших структурних складових. Пористість покриттів — на рівні 2,8–3,0%.

Із збільшенням тепловкладення за рахунок зміни співвідношення довжини до діаметра ствола гармати до $l/d = 330/20$ мм (режим II) формуються покриття товщиною до 250 мкм (рис. 1, в) при $HV_{0,5} = 3620-4730$ МПа (рис. 2), що на 10% вище, ніж за режиму I. Об'ємна частка лямелей у покриттях складає 70% із 20% нерозтоплених частинок і 10% інших структурних складових. Пористість покриттів у групі II зменшується у 2 рази порівняно з покриттями групи I (складає 1,0–1,5%).

Використання порошку системи Ni-Cr-Fe-B-Si фракційного складу $d_{фр} = 40-63$ мкм за режиму III приводить до формування покриттів товщиною до 325 мкм (рис. 1, г) при $HV_{0,5} = 3810-5930$ МПа (рис. 2), що на 25% вище, ніж за режимів I і II. Об'ємна частка лямелей у покриттях складає 75% із 15% нерозтоплених частинок і 10% інших структурних складових. Пористість покриттів є мінімальною та знаходиться на рівні 0,8–1,0%.

Методом рентгеноструктурної фазової аналізи встановлено, що вихідний порошок складається з твердого розчину на основі нікелю та хрому, що містить боридні, силіцидні та карбідні фази в



Рис. 2. Зміна мікротвердості по товщині покриттів, що одержано за режимів I–III; Δ — межа покриття-основа.²

чистому вигляді, а також інтерметаліди та карбобориди в невеликих кількостях. На рентгенограмах покриттів, напорошених за режимів I–III виявлено наявність наступних фаз: твердого розчину на основі Ni–Cr, боридів нікелю (Ni_3B) і хрому (CrB , Cr_5B_5), в невеликій кількості силіциду нікелю (Ni_5Si_2) та карбіду хрому (Cr_7C_3). Значних відмінностей фазового складу між покриттями напорошених за режимів I–III не виявлено.

Дослідженнями хемічного складу покриттів показано, що лямелі та нерозтоплені частинки є багатокомпонентним розчином на основі нікелю, що складається з (%): 79–83 Ni, 7,9–11,3 Cr, 5,1–7,2 Fe, 2,0–2,3 Si. Виявлено також незначний вміст евтектик на основі карбідів і силіцидів наступного хемічного складу (%): 31–53 Ni, 36,5–60 Cr, 1,0–2,7 Si, 6,9–8,5 C.

Таким чином, дослідженнями структурно-фазового складу покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si встановлено, що збільшення тепловкладення та фракції порошку (режим III) забезпечує: формування найбільшого за товщиною покриття з максимальною часткою лямелей, збільшення мікротвердості, мінімальну пористість.

3.2. Дослідження тонкої структури покриттів

На другому етапі роботи виконано детальні електронно-мікроскопічні дослідження особливостей структури покриттів (режими I і III) методом ТЕМ: густини та характеру розподілу дислокацій (ρ) у структурних складових, характеру субструктури, розміру та розподілу частинок фазових виділень тощо.

В покритті, що одержано за режиму III, розміри наночастинок фаз — 10–30 нм (рис. 3, а, б). Віддаль між наночастинами у 20–50 нм характеризує рівномірний розподіл їх у матриці покриття. В покритті формується субструктура розміром у 200–400 нм (рис. 3, в, г). Густина дислокацій (ρ) у покритті $\rho(\text{II}) = (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, на лінії стоплення $\rho(\text{Л/С}) = (5-6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ за рівномірного розподілу дислокацій як по межах, так і в об'ємі структурних складових (табл. 1).

В покритті, що одержано за режиму I, розміри наночастинок фаз — 10–60 нм за міжчастинкових віддаль у 20–100 нм (рис. 3, д). Розмір субзерен складає 400–800 нм (рис. 3, е). Густині дислокацій (ρ) у покритті за режиму I характерні градієнти від $\rho(\text{II}) = (2-3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\rho(\text{II}) = (6-7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (табл. 1). На лінії стоплення $\rho(\text{Л/С}) = (6-7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким чином, дослідженнями тонкої структури покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si встановлено, що із збільшенням тепловкладення (режим III) формується більш дисперсна за розмірами субструктура покриття із рівномірним розподілом наночастинок фаз і безградієнтним рівнем густини дислокацій. Це забезпечує одержан-

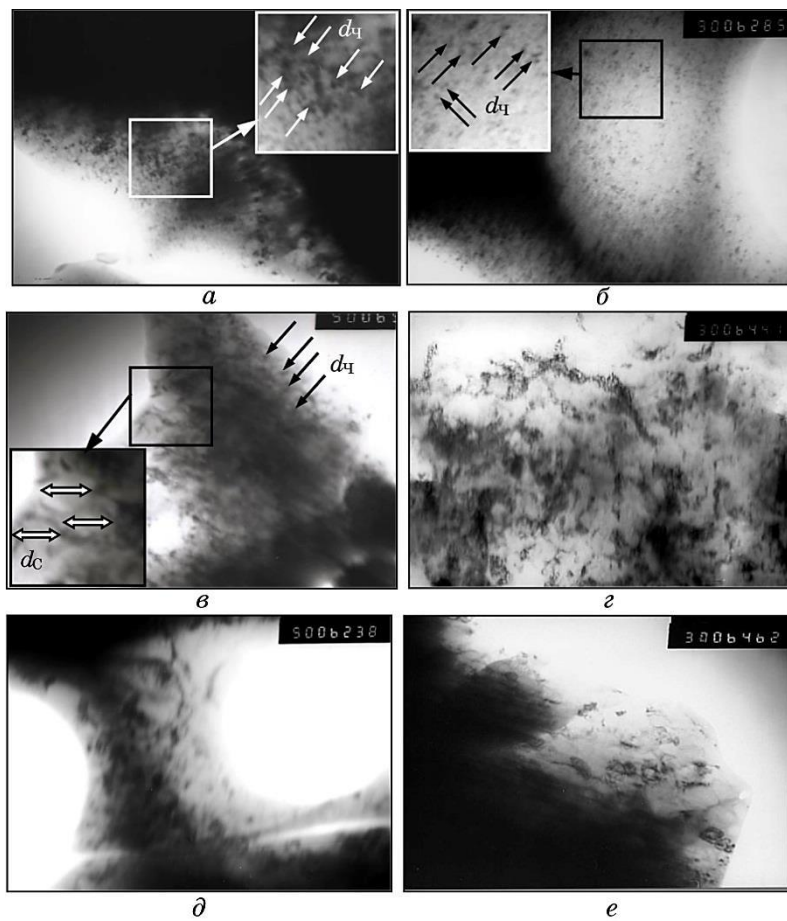


Рис. 3. Наночастинки фаз (*a, б, в, д*) і субструктура (*в, з, е*) покриттів, яких одержано за різних режимів детонаційного напорошення: *a, б, в, з* — режим III; *д, е* — режим I (*a–д, ×50000*; *е, ×30000*).³

ний рівномірний рівень міцності та тріщиностійкість покриттів.

Найбільші градієнти по дислокаційній густині в об’ємі покриття та з переходом до лінії стоплення, що призводитимуть до нерівномірного рівня механічних властивостей металу, підвищення локальних внутрішніх напружень і, відповідно, пониження тріщиностійкості характерні для покриття одержано за режиму I.

3.3. Аналітичні оцінки структурного зміцнення та локальних внутрішніх напружень

Наступним етапом у роботі було експериментально-аналітичне

ТАБЛИЦЯ 1. Параметри тонкої структури та показники структурного зміцнення матеріалу покриттів.⁴

Параметри тонкої структури	Режим	
	I	III
d_c , нм	400–800	200–400
$d_{ч}$, нм	10–60	10–30
$\lambda_{ч}$, нм	20–100	20–50
ρ (покриття), см^{-2}	$(2-3) \cdot 10^{10} / (6-7) \cdot 10^{10}$	$(3-4) \cdot 10^{10}$
ρ (лінія стоплення), см^{-2}	$(6-7) \cdot 10^{10}$	$(5-6) \cdot 10^{10}$
Зміцнення		
Зеренне ($\Delta\sigma_z$), МПа	72–102	102–145
Субзеренне ($\Delta\sigma_c$), МПа	188–375	375–750
Дислокаційне ($\Delta\sigma_d$), МПа	187–349	229–323
Дисперсійне ($\Delta\sigma_{д.ч.}$), МПа	848–1010	1304–1640
$\Sigma\Delta\sigma_r$, МПа	1295–1836	2010–2858

дослідження впливу структури на властивості покриттів, а саме, міцність (табл. 1) і тріщиностійкість (табл. 2).

Згідно з [11, 16, 19, 20] було виконано аналітичну оцінку міцності ($\Sigma\Delta\sigma_r$) покриттів з урахуванням внеску кожного з структурних параметрів: розмірів зерен (D_z), субзерен (d_c), субструктури (h_p), густини дислокацій (ρ), розмірів дисперсних фаз ($d_{ч}$) і віддалей між ними ($\lambda_{ч}$) (табл. 1). Було вивчено диференціальний внесок структурних складових у зміну величини основних видів структурного зміцнення: зеренного ($\Delta\sigma_z$), субзеренного ($\Delta\sigma_c$), дислокаційного ($\Delta\sigma_d$), дисперсійного ($\Delta\sigma_{д.з.}$) (табл. 1).

Також було проведено розрахунок рівня локальних внутрішніх напружень ($\tau_{вн}$) і локалізованої деформації ($\varepsilon_{л}$) на основі реальних картин розподілу густини дислокацій (ρ), а саме, виявлення зон концентраторів тріциноутворення. Ґрунтуючись на дислокаційних механізмах зародження тріщин, крихке руйнування пов'язують з виникненням високого рівня локальних напружень у місцях дислокаційних скупчень, що формує концентратор напружень у вершині дислокаційного скупчення [20–26]. Оцінка рівня $\tau_{вн}$ в залежності від структурних чинників визначалася за густиною та розподілом дислокацій відомою залежністю [21]: $\tau_{вн} = Gbh\rho/\pi(1-\nu)$, де G — модуль зсуву, \mathbf{b} — Бюргерсів вектор, h — товщина фолії ($2 \cdot 10^{-5}$ см), ν — Пуассонів коефіцієнт, ρ — густина дислокацій.

Величину $\varepsilon_{л}$ визначали за Конрадовою залежністю [22]: $\varepsilon_{л} = \alpha_1 \rho b S$, де α_1 — коефіцієнт, що пов'язує деформацію розтягання із зсувною деформацією та дорівнює 1,4, ρ — густина дис-

ТАБЛИЦЯ 2. Локальні внутрішні напруження та мікродеформації.⁵

Параметер	Режим	
	I	III
τ_{BH} (min), МПа	490–731	731–975
τ_{BH} (max), МПа	1464–1708	1220–1464
ε_d , %	5–20	1–5

локацій, S — середня віддаль переміщення дислокацій у процесі навантаження, яка, згідно з дослідженнями ТЕМ, відповідає параметрам субструктури [21].

У результаті виконаних аналітичних оцінок зміни зміцнення встановлено наступне. Максимальний внесок у $\Sigma\Delta\sigma_t$ дає дисперсійне зміцнення ($\Delta\sigma_{д.з.}$) для обох режимів напорошення (табл. 1). Зі збільшенням тепловкладення (режим III) помітно збільшується рівень $\Delta\sigma_c$ та $\Delta\sigma_{д.з.}$ і, відповідно, $\Sigma\Delta\sigma_t$ (у середньому на 55%). Це зумовлено формуванням наноструктурного стану у матеріалі покриттів, а саме, подрібненням субструктури та рівномірним розподілом зміцнювальних нанофаз у матеріалі покриття.

Аналітичними оцінками τ_{BH} і ε_d показано, що максимальні значення $\tau_{BH} = 1464\text{--}1708$ МПа = $(0,19\text{--}0,22)\tau_{теор}$ (від теоретичної міцності) формуються в місцях протяжних дислокаційних скупчень (табл. 2). Структурі покриттів (режим I), де спостерігаються найбільші градієнти дислокаційної густини, характерне формування зон локалізованої деформації до 20%. Це може призводити до пониження тріщиностійкості та крихкого руйнування покриттів.

Найменші градієнти τ_{BH} характерні для покриттів, одержаних за режиму III (табл. 2). Цьому сприяє більш рівномірний розподіл густини дислокацій у матеріалі покриттів, що, відповідно, буде забезпечувати тріщиностійкість цих покриттів. При цьому рівень локалізованої деформації не перевищує 5%.

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що метода багатокамерного детонаційного напорошення покриттів з порошку системи Ni–Cr–Fe–B–Si приводить до формування покриттів товщиною у 125–325 мкм за інтегральної мікротвердості у 3620–5930 МПа, з об'ємною часткою ламелей у покриттях у 65–75% і пористістю покриттів на рівні 0,8–3,0%.

Виявлено, що високі швидкості детонаційного напорошення зумовлюють утворення наноструктурного стану у покриттях, що

підвищує їхні міцність і тріщиностійкість. Формування субструктури (розміром у 200–400 нм) і наночастинок фаз (розміром у 10–30 нм) за рівномірного розподілу їх у матриці покриттів сприяє підвищенню субструктурного та дисперсійного зміцнень.

Формування найбільшого за товщиною покриття з максимальною часткою лямелей зі збільшенням мікротвердості (3810–5930 МПа), мінімальною пористістю (0,8–1,0%), найменшими градієнтами густини дислокацій (від $(3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) забезпечується збільшенням тепловкладення та фракції порошку (режим III). Безградієнтний розподіл густини дислокацій із формуванням подрібненої структури запобігає утворенню концентраторів локальних внутрішніх напружень і зон локалізації деформації в одержаних покриттях.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. A. Ya. Kulik, Yu. S. Borisov, A. S. Mnukhin, and M. D. Nikitin, *Thermal Spraying of Composite Powders* (Leningrad: Mashinostroenie: 1985) (in Russian).
2. Yu. S. Borisov and A. L. Borisova, *Plasma Powder Coatings* (Kiev: Tekhnika: 1986) (in Russian).
3. L. Pawlowski, *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings: Second Edition* (John Wiley & Sons, Ltd.: 2008); <https://doi.org/10.1002/9780470754085.ch8>
4. *Coatings Technology: Fundamentals, Testing, and Processing Techniques* (Ed. A. A. Tracton) (CRC Press–Taylor & Francis Group: 2007); <https://doi.org/10.1201/9781420044089>
5. *Thermal Spray Technology* (Ed. Robert C. Tucker Jr.) (ASM International: 2013); <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v05a.9781627081719>
6. P. L. Fauchais, J. V. Heberlein, and M. I. Boulos, *Thermal Spray Fundamentals: from Powder to Part* (Science and Business Media Springer: 2014); <https://doi.org/10.1007/978-0-387-68991-3>
7. V. D. Shelyagin, I. V. Krivtsun, Yu. S. Borisov, V. Yu. Khaskin, T. N. Nabok, A. V. Siora et al., *Automatic Welding*, **8**: 49 (2005) (in Russian).
8. G. M. Hrygorenko, L. I. Adeeva, A. Yu. Tunik, M. V. Karpets, V. N. Korzhyk, M. V. Kindrachuk and O. V. Tisov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1265 (2020) (in Ukrainian); <https://doi.org/10.15407/mfint.42.09.1265>
9. G. M. Grigorenko, L. I. Adeeva, A. Yu. Tunik, V. N. Korzhik, M. V. Karpec, *Powder Metallurgy*, **05/06**: 107 (Kyiv: Franstevych Inst. for Probl. of Mat. Sci.: 2020); <http://www.materials.kiev.ua/article/3090>
10. L. I. Markashova, V. D. Shelyagin, V. Yu. Khaskin, O. S. Kushnareva, and A. V. Bernatsky, *Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Proc. of the Sixth Int. Conf. (27–31 May, 2013, Katsiveli, Crimea, Ukraine)*, p. 64.
11. O. Berdnikova, O. Kushnarova, A. Bernatsky, T. Alekseenko,

- Y. Polovetskyi, and M. Khokhlov, *2020 IEEE 10th International Conference 'Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)'* (2020), p. 02IT01.
12. Yu. Tyurin, O. Kolisnichenko, and I. Duda, *The Hardening Technology and Coatings*, **5**: 14 (2009) (in Russian).
 13. O. V. Kolisnichenko, Yu. N. Tyurin, and R. Tovbin, *Automatic Welding*, **10**: 28 (2017); <https://doi.org/10.15407/as2017.10.03>
 14. L. I. Markashova, Yu. Tyurin, O. Berdnikova, O. Kolisnichenko, I. Polovetskyi, and Ye. Titkov, *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings* (Singapore: Springer: 2019), p. 109; https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11
 15. Y. Titkov, O. Berdnikova, Y. Tyurin, O. Kolisnichenko, Y. Polovetskiy, and O. Kushnarova, *Springer Proc. Phys.*, **240**: 151 (2020); https://doi.org/10.1007/978-981-15-1742-6_14
 16. L. Markashova, Yu. Tyurin, O. Kolisnichenko, O. Berdnikova, O. Kushnarova, I. Polovetskyi, and Ye. Titkov, *Automatic Welding*, **9**: 33 (2017); <https://doi.org/10.15407/as2017.09.05>
 17. M. Karagoz, S. Islak, S. Buytoz, and B. Kurt, *6th Intern. Advanced Technologies Symp. (IATS'11)* (2011).
 18. *Nanostructured Coatings* (Eds. A. Cavaleiro and J. T. de Hosson) (New York: Springer-Verlag: 2006); <https://doi.org/10.1007/978-0-387-48756-4>
 19. V. E. Panin, V. A. Likhachev, and Yu. V. Grinyayev, *Structural Levels of Solid Deformation* (Novosibirsk: Nauka: 1985) (in Russian).
 20. V. S. Ivanova, L. K. Gordienko, and V. N. Geminova, *Role of Dislocations in Hardening and Fracture of Metals* (Moscow: Nauka: 1965) (in Russian).
 21. E. Orowan, *Fracture: Proceedings of an International Conference on the Atomic Mechanisms of Fracture* (Wiley: 1959).
 22. J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations* (New York: McGraw-Hill: 1967).
 23. A. Ya. Krasovskii, *Physical Strength Grounds* (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
 24. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Ultimate Strength. Crystals, Metals, Structures* (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
 25. V. I. Trefilov, F. F. Moiseev, Yi. P. Pechkovskii et al., *Strain Hardening and Fracture of Polycrystalline Metals* (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11, Kazymyr Malevych Str.,
UA-03150 Kyiv, Ukraine*

¹ Fig. 1. Scanning electron microscopy of the powder (*a*, $\times 1010$) and coatings obtained on different modes: σ —mode I; ϵ —mode II; z —mode III ($\times 800$).

² Fig. 2. Change of microhardness in the coatings obtained on modes I–III; Δ —coating–substrate boundary.

³ Fig. 3. Phase nanoparticles (*a*, δ , ϵ , ∂) and substructure (ϵ , z , e) of the coatings obtained on different modes: *a*, δ , ϵ , z —mode III; ∂ , e —mode I (*a*– ∂ , $\times 50000$; e , $\times 30000$).

⁴ TABLE 1. Parameters of structure and structural hardening of the coating materials.

⁵ TABLE 2. Local inner stress and microdeformation.