

# Микроструктура твердосплавной матрицы WC-Co-VN для алмазосодержащих материалов буровых инструментов

Н.А. Бондаренко<sup>1</sup>, В.А. Мечник<sup>1</sup>,  
Р.А. Гасанов<sup>2</sup>, В.Н. Колодницкий<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт сверхтвердых материалов НАН Украины,  
Киев, Украина,

<sup>2</sup>Азербайджанский государственный университет  
нефти и промышленности

e-mail: bond@ism.kiev.ua

**Ключевые слова:** композит, горячее прессование, структура, твердость, износ.

DOI.10.37474/0365-8554/2020-3-31-38

## Qazma alətlərinin almaz tərkibli materialları üçün bərkəxəlitali WC-Co-VN matrisasının mikrostrukturu

N.A. Bondarenko<sup>1</sup>, V.A. Meçnik<sup>1</sup>, R.Ə. Həsənov<sup>2</sup>,  
V.N. Kolodnitskiy<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Ukrayna MEA-nın Yüksək Möhkəmli Materiallar İnstitutu, Kiyev,  
Ukrayna,

<sup>2</sup>Azərbaycan Dövlət Neft və Sənaye Universiteti

**Açar sözlər:** kompozit, isti presləmə, struktur, bərklik, aşınma.

Məqalədə soyuq və növbəti isti presləmə üsulu ilə formalaşdırılan bərkəxəlitali WC-Co matrisaları nümunələrinin strukturu və istismar xüsusiyyətlərini təkmilləşdirməyə yönəldilən tədqiqat nəticələri təqdim edilmişdir. Göstərilir ki, 94WC-6Co matrisasının əsas maddələri tərkibinə 3 % vanadium nitridin əlavə edilməsi nümunənin bərkliyi göstəricisinin 22.8 QPa-dan 34.2 QPa-ya, dayanıqlıq həddinin sıxma zamanı 4800-dən 5340 MPa-ya və əyilmə zamanı 2200-dən 2280 MPa-ya qədər yüksəlməsini, o cümlədən aşılma intensivliyinin  $1710 \times 10^{-6}$ -dan  $5200 \times 10^{-6}$  q/m-ə nəməsini təmin edir. Elmi tədqiqatlarla müəyyən edilmiş yüksək mexaniki və istismar xüsusiyyətlərə malik bərkəxəlitali WC-Co-NbN matrisasının xırdadənəli strukturunun formalaşdırılması effekti, neft və qaz yataqlarının qazılması zamanı effektiv alətlərin hazırlanmasında məhz bu materiallardan istifadə zərurətini yaradır.

## Microstructure of WC-Co-VN hard-alloy matrix for diamond-bearing details of drilling tools

N.A. Bondarenko<sup>1</sup>, V.A. Meçnik<sup>1</sup>, R.A. Hasanov<sup>2</sup>,  
V.N. Kolodnitskiy<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Institute for Superhard Materials of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine,  
<sup>2</sup>Azerbaijan State University of Oil and Industry

**Keywords:** composite, hot moulding, structure, hardness, wear.

The paper presents the research results on the structure and performance characteristics improvement of WC-Co hard-alloy matrix samples formed via the methods of cold and further hot moulding for the diamond-bearing details of drilling tools. It is shown that applying vanadium-nitride in 3 % in the composition of 94WC-6Co source materials provides the increase of sample hardness from 22.8 to 34.2 hPa, the compressive and bending strength from 4800 to 5340 MPa and from 2200 to 2280 MPa correspondingly, as well as the decrease of wear intensity from  $1710 \times 10^{-6}$  to  $5200 \times 10^{-6}$  g/m. The effect of formation of fine-grained structure for WC-CoNbN hard-alloy matrix with improved mechanical and performance characteristics revealed in the study points to the necessity of their usage in the development of efficient tools for drilling of oil and gas wells.

## Введение

Композиционные алмазосодержащие материалы (КАМ) на основе твердых сплавов WC-Co характеризуются широким спектром механических и эксплуатационных свойств, а также химической инертностью к реагентам бурового раствора. Этим обусловлено широкое применение КАМ в инструментах для бурения нефтяных и газовых скважин [1]. В промышленных условиях их изготавливают методами порошковой металлургии, в частности горячим прессованием. Окончательная структура КАМ формируется при температуре 1350–1450 °C и давлении 20–40 МПа [2]. Механические и трибологические свойства таких композитов обуславливаются химическим составом, структурой и морфологией, которые, в свою очередь, зависят от свойств их составляющих, способа и технологических режимов спекания. В последнее время интерес к таким КАМ возрос в связи с разработкой мелкозернистой структуры твердосплавной матрицы. Значительное изменение физико-механических КАМ и, соответственно, служебных и эксплуатационных характеристик буровых инструментов обусловлено наличием мелкозернистой структуры твердосплавной матрицы.

В последнее время появилось много обзорных работ, охватывающих в той или иной мере проблемы формирования мелкозернистой структуры твердосплавной матрицы с улучшенными свойствами КАМ, что свидетельствует об актуальности данной тематики [3]. В основе этих исследований лежит изучение

фазовых диаграмм и структурных особенностей композитов, полученных в зависимости от способа и режимов спекания, что связано с существованием зависимости «состав–структура–дисперсность–свойство». Однако эта тематика в целом все же нуждается в дополнительном анализе. Для улучшения свойств КАМ в их состав вводят различные соединения переходных металлов. Положительно влияют на структуру и свойства КАМ диборид хрома ( $\text{CrB}_2$ ), силицид хрома ( $\text{CrSi}_2$ ), нитрид ниобия ( $\text{NbN}$ ) [4], а также некоторые нанодисперсные добавки порошков карбидов ванадия, хрома, тантала, которые играют роль ингибиторов роста зерен основной фазы WC при спекании.

Для оптимизации и прогнозирования трибологических характеристик КАМ необходимо учитывать, что в процессе работы на их износостойкость оказывают влияние развиваемые контактные нагрузки и температуры, напряженно-деформированное состояние матрицы, а также "степень" оснащенной рабочей поверхности инструмента КАМ [5, 6]. На износостойкость КАМ могут влиять такие физические свойства как твердость, модуль упругости, вязкость разрушения и особенности фазового состава. Особенности структуры таких материалов (размер зерен, пористость и другие дефекты структуры) определяются методами их получения и оказывают влияние на их свойства. Поэтому особенно актуальными являются исследования повышения износостойкости существующих и создание новых КАМ с необходимым комплексом физико-механических свойств.

Дисперсионное упрочнение наноразмерными частицами карбидов и нитридов переходных металлов является одним из наиболее эффективных способов повышения прочности материалов [7]. Применительно к матрицам КАМ это возможно при высокой плотности прессовок, когда процессы спекания протекают достаточно быстро. Чрезвычайно эффективным для измельчения зерна в рассматриваемой системе могут служить нитриды переходных металлов, в первую очередь нитрид ванадия (VN). Это обусловлено следующими факторами:

– нитрид ванадия имеет более низкий параметр кристаллической решетки по сравнению с другими тугоплавкими соединениями, что обеспечивает минимальную дилатацию на межфазной границе нитрид–матрица и

способствует реализации большего эффекта упрочнения [8];

– известно, что нитриды и карбонитриды переходных металлов широко используются для снижения интенсивности износа режущего инструмента.

Однако, как показывает анализ литературных данных, изучение микроструктурного состояния в рассматриваемой системе применительно к КАМ не проводилось.

Цель работы – исследовать особенности формирования микроструктуры и ее влияние на износостойкость композитов 94WC–6Co и 91WC–6Co–3VN, полученных горячим прессованием при конечных температуре 1450 °C и давлении 30 МПа и проанализировать связь структурно-фазовых превращений с характеристиками конечной структуры.

### Материалы и методы исследования

Для изготовления образцов композитов диаметром 10 мм и толщиной 8 мм методом горячего прессования были использованы смеси порошков 94WC–6Co (образец 1) и 91WC–6Co–3VN (образец 2). Для приготовления этих смесей использовали порошки карбида вольфрама WC с размером частиц 5–50 мкм, кобальта Co ПК-1у (ГОСТ 97–97) с размером частиц 5–50 мкм и нитрида ванадия (CAS RN 24646-85-3, "ONYXMET, Poland") с размерами частиц от 0.1 до 0.7 мкм. Смесь порошков перемешивалась всухую в течение 8 ч в смесителе со смещенной осью вращения. Скорость вращения смесителя составляла 200 об./мин. Далее приготовленная смесь при комнатной температуре прессовалась на гидравлическом прессе в стальных пресс-формах при давлении 700 МПа. Затем прессованные образцы перекладывались в графитовые пресс-формы и подвергались спеканию горячим прессованием при повышении температуры от 20 до 1450 °C и давлении – от 0.5 до 30 МПа в течение 12 мин. Нагревание до температуры изостатической выдержки осуществлялось с постоянной скоростью 200 °C/мин.

Морфология и распределение кристаллитов по размерам в частицах порошка нитрида ванадия и исходных смесях определялось по снимкам частиц с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ–106И (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 30 кВ. Для анализа с каждого образца было получено не менее двадцати изображений. Расчеты химического

состава осуществлялись по методике ZAF коррекции и программного пакета magelanes 3.1.

Погрешности определения: для тяжелых элементов  $\approx 0.01$  % масс. и легких  $\approx 1$  % масс. Электронно-микроскопические исследования тонких фольг от спеченных образцов и соответствующие дифракционные картины получались на трансмиссионном электронном микроскопе ТЭМ-125 (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 125 кВ при разрешении 0.18 нм. Оценка межплоскостных расстояний по микроэлектрограммам (МЭГ) проводилась с использованием внутреннего эталона MgO. Количественный фазовый состав композита рассчитывался методом плотнопрофильного анализа с использованием пакета MAUD. Тонкая фольга толщиной  $\sim 100$  нм от спеченных образцов для исследования микроструктуры была получена методом электрополировки в растворе  $\text{HClO}_4 + 30\% \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$ .

Рентгенограммы от образцов были получены с помощью дифрактометра ДРОН 4.13С в излучении медного анода в геометрии Брэгга-Бретано в диапазоне углов  $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$ . Рентгенофазный анализ осуществлялся по стандартной методике с использованием программного пакета X-powder. Дифракционный спектр образцов в виде набора уточненных значений межплоскостного расстояния  $d_i$  кристаллической решетки фазы и относительной интенсивности рефлексов этой фазы  $I_i$  был идентифицирован в сравнении с эталонным с помощью картотеки ASTM-ICPDS [9].

Твердость образцов изучалась на микротвердомере ПМТ-3 индентором Виккерса при нагрузке 50 Г ( $\approx 0.49$  Н), а размеры отпечатков измерялись на микроскопе NU-2E фирмы "Carl Zeiss Jena" при увеличении 750 в режиме фазового контраста.

Испытания образцов КАМ на износостойкость проводились на специальном стенде при шлифовании кварцевого песчаника, вертикальной нагрузке 50 кГ, скорости вращения 4 м/с в течение 600 с. Путем взвешивания на аналитических весах ВЛА-20г-М были определены массовый износ образца  $m$  (точность 4 мг) и интенсивность изнашивания  $I_m$  ( $I_m = m/L$ ). Статистический анализ экспериментальных данных выполнялся по параметрическим критериям нормального распределения как вариант, стандартное, т.е. отклонение среднего значения – по общепринятой методике.

### Результаты исследований и их анализ

*Морфология исходных частиц и состояние порошковых смесей для спекания образцов.* Результаты исследования морфологии нанокристаллического порошка нитрида ванадия методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и гистограмма распределения зерен по размерам представлены на рис. 1.

Из рис. 1, а видно, что сформировались агломераты первичных частиц двух порядков. Агломераты первого порядка имеют сферическую форму, их размер менее 0.1 мкм. Они формируют агломераты второго порядка неправильной многоугольной, со скошенными углами, и округлой форм. Основной размер агломератов второго порядка – 0.3 мкм, а единичные достигают 1 мкм. Скорее всего, агломераты образуются за счет сил межмолекулярного взаимодействия. Размер кристаллитов в порошке нитрида ванадия колеблется в интервале от 0.1 до 0.7 мкм (см. рис. 1, б). Размер наиболее крупных (больше 0.3 мкм) достигает 0.7 мкм, хотя влияние их относительно невелико и не превышает 5 %.

Таким образом, по данным электронной ми-

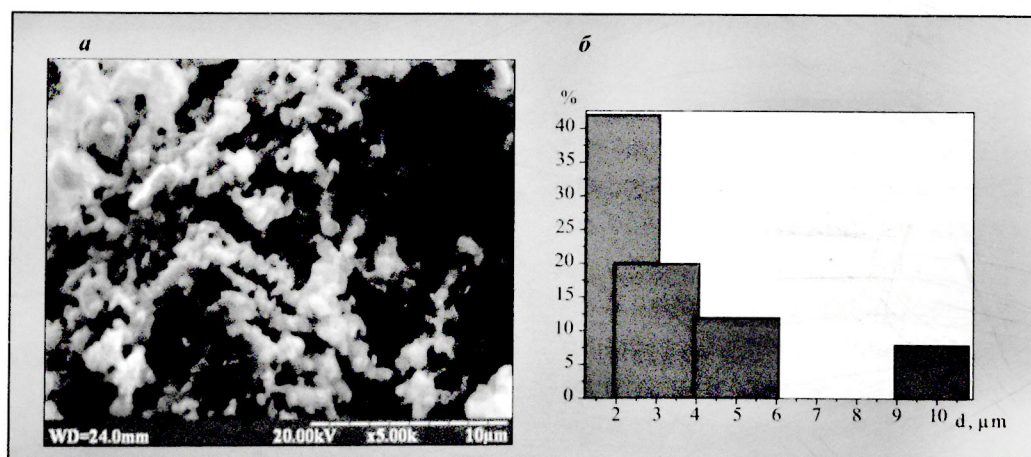


Рис. 1. Морфология исходного нанокристаллического порошка VN (а) и гистограмма (б) распределения зерен по размерам

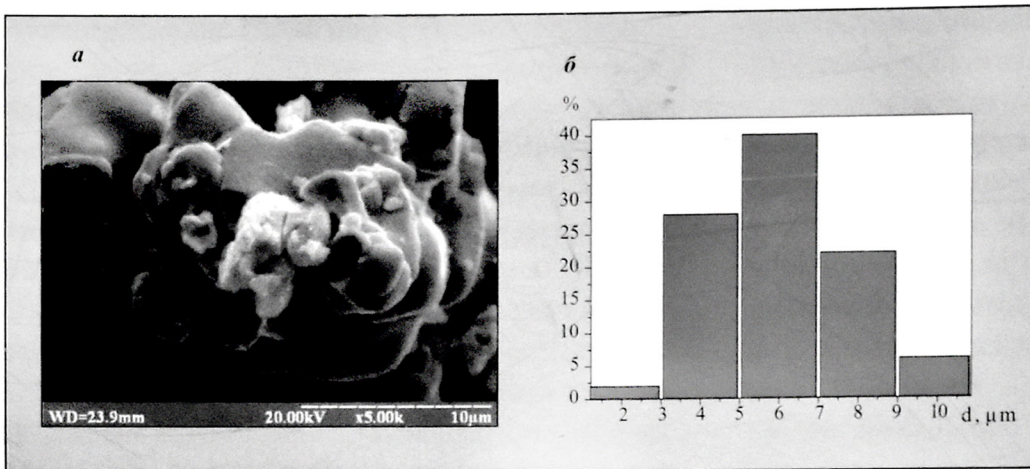


Рис. 2. Морфология исходного порошка WC (a) и гистограмма (b)

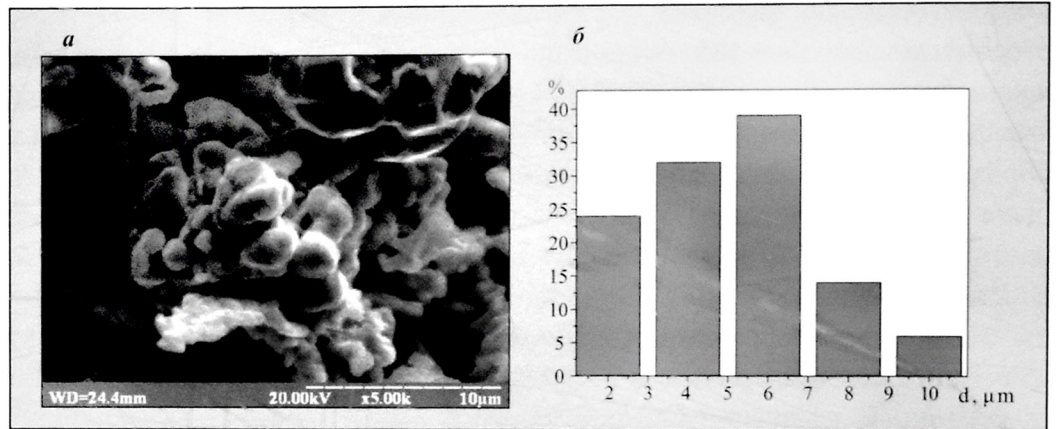


Рис. 3. Морфология исходного порошка Co (a) и гистограмма (b) распределения зерен по размерам

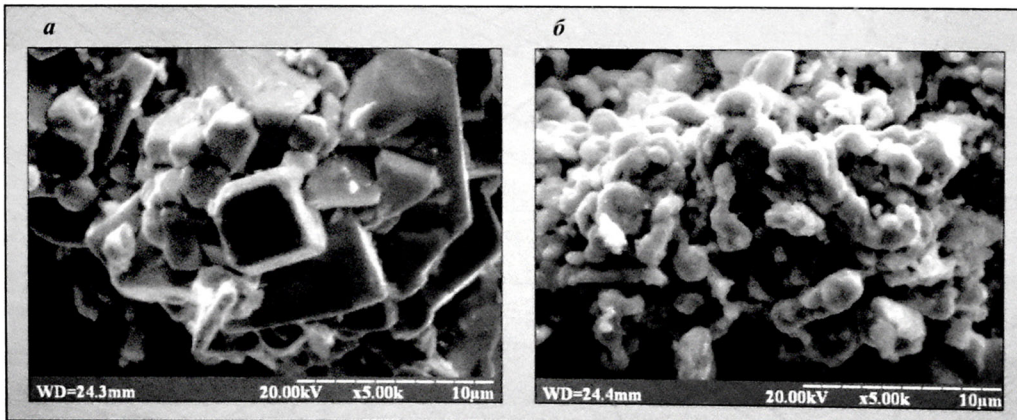


Рис. 4. СЭМ – изображения исходных смесей 94WC-6Co (a) и 91WC-6Co-3VN (b) для спекания образцов

кроскопии частицы в исследуемом порошке характеризуются наноразмерами и межчастичной адгезией нанокристаллитов. В препарате еще содержатся более мелкие частицы (менее разрешающей способности прибора), об их наличии можно судить по присутствию гало на рентгенограмме.

Частицы порошка карбида вольфрама (WC) размером 3–8 мкм имеют преимущественно неправильную (округлую) форму и плотную структуру, на их поверхности наблюдаются напыльвы металла (рис. 2, a). На исследованных участках наблюдаются также частицы карби-

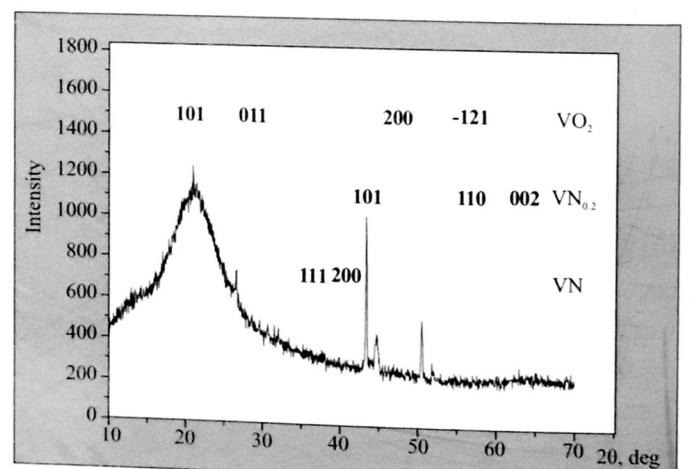


Рис. 5. Рентгенограмма из порошка VN в начальном состоянии

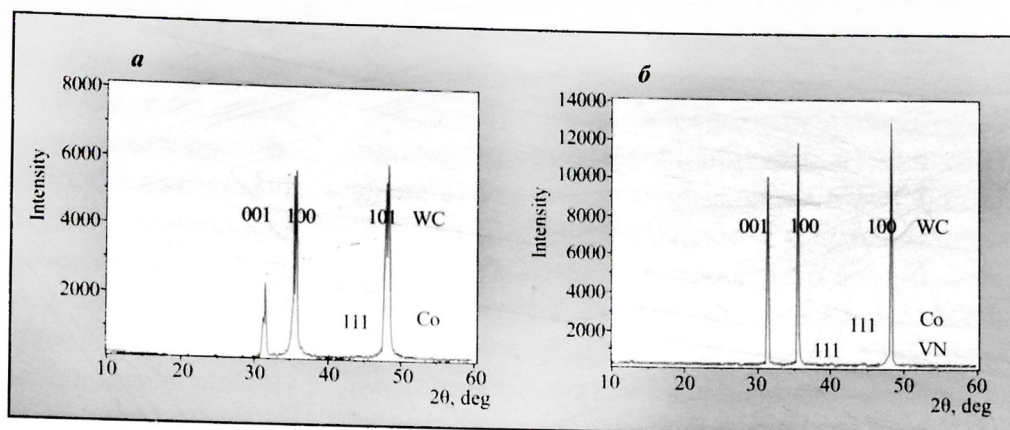


Рис. 6. Рентгенограммы для образцов 94WC-6Co (а) и 91WC-6Co-3VN (б), полученных брикетированием в стальной пресс-форме при комнатной температуре и давлении 700 МПа с последующим горячим прессованием при температуре 1450 °С и давлении 30 МПа

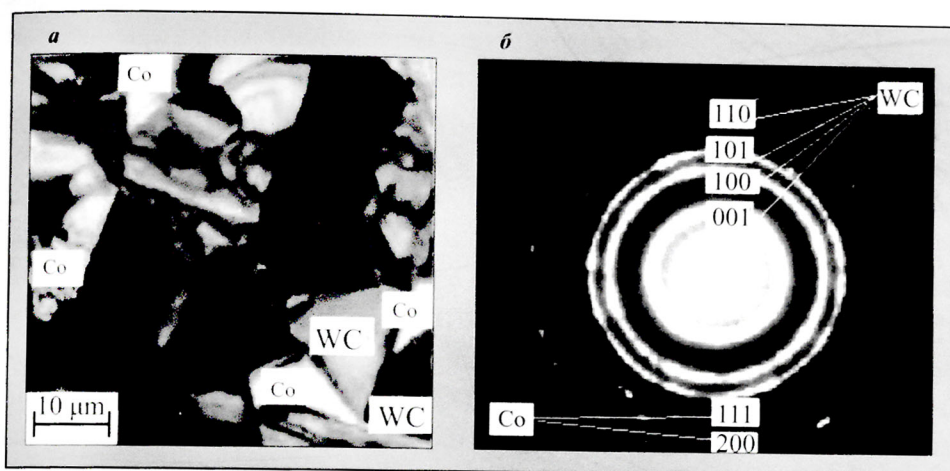


Рис. 7. ПЭМ – изображения участка матрицы (а) и микроэлектронограмма от него (б) для образца 94WC-6Co, полученного горячим прессованием при температуре 1450 °С и давлении 30 МПа

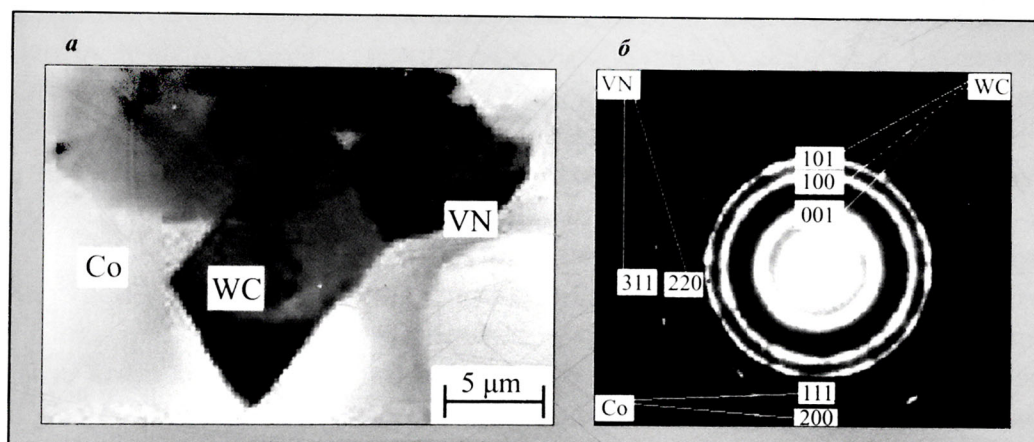


Рис. 8. ПЭМ – изображения участка матрицы (а) и микроэлектронограмма от него (б) для образца 94WC-6Co-3VN, полученного горячим прессованием при температуре 1450 °С и давлении 30 МПа

да вольфрама как меньшего ( $\approx 1$  мкм), так и большего ( $\approx 10$  мкм) размера. Размер частиц в порошке WC колеблется в интервале от 2 до 10 мкм (рис. 2, б).

Частицы порошка кобальта (Co) размером 2–7 мкм как и частицы карбида вольфрама имеют преимущественно округлую форму, способ-

ствующую их плотной укладке в насыпном состоянии, и плотную структуру (рис. 3, а).

Размер частиц в порошке кобальта колеблется от 2 до 10 мкм (рис. 3, б). Основная фракция частиц составляет  $\approx 6$  мкм.

Частицы порошка карбида вольфрама и кобальта в приготовленной смеси 94WC-6Co для

спекания образца твердосплавной матрицы характеризуются относительно равномерным распределением, их размер колеблется в интервале 2–10 мкм (рис. 4, а). Форма и размеры порошков карбида вольфрама, кобальта и нитрида ванадия в смеси 91WC–6Co–3VN по сравнению с отдельными частицами в смеси 94WC–6Co практически не изменились (рис. 4, б). На фоне крупных частиц карбида вольфрама и кобальта видны очень мелкие частицы нитрида ванадия, размер которых не превышает 1 мкм.

*Результаты рентгеноструктурных исследований.* Дифрактометрические исследования показали, что нитрид ванадия (VN) в начальном состоянии имеет трехфазную структуру (рис. 5). Так, на рентгенограмме из порошка VN зарегистрированы интерференционные рефлексы от плоскостей (111) (200) для фаз VN (кубический) с периодом кристаллической решетки  $a = 0.4136$  нм; (101), (110), (002)  $VN_{0.2}$  и (101), (011), (200), (-121)  $VO_2$  (гексагональный) с периодом кристаллической решетки  $a = 0.5743$  нм,  $b = 0.4517$  нм,  $c = 0.5375$  нм совпадают с литературными значениями картотеки ICPDS–ASTM [9].

На рентгенограмме образца твердосплавной матрицы (рис. 6, а), полученного из смеси 94WC–6Co при комнатной температуре и давлении 700 МПа с последующим горячим прессованием в графитовой пресс-форме при температуре 1450 °С и давлении 30 МПа в течение 12 мин присутствуют интерференционные рефлексы от плоскостей (001), (100), (101) карбида вольфрама (гексагональный) с периодом кристаллической решетки  $a = 0.2906$  нм,  $c = 0.2835$  нм и (111) кобальта. Параметры кристаллической решетки для фазы  $\alpha$ -Co ( $a = 0.251$ – $0.252$  нм,  $c = 0.410$ – $0.412$  нм) коррелируют с данными картотеки ICPDS–ASTM ( $a = 0.2505$  нм,  $c = 0.4089$  нм) [9]. Структура образца матрицы 91WC–6Co–3VN, полученного в таких же условиях, что и образец 94WC–6Co (рис. 6, б), состоит из фаз WC ( $a = 0.2906$  нм,  $c = 0.2835$  нм), Co ( $a = 0.2503$  нм,  $c = 0.4088$  нм) и VN ( $a = 0.4122$  нм).

*Результаты исследования образцов методом просвечивающей электронной микроскопии.* Установлено, что структура образцов твердосплавной матрицы, спеченных горячим прессованием, существенно зависит от состава исходных веществ. В матрице образца 94WC–6Co равномерно распределены зерна фазы

$\alpha$ -Co и фазы WC (рис. 7, а). Следует отметить, что в частицах кобальта и карбида вольфрама линии скольжения имеют разное направление. Это свидетельствует о том, что каждое зерно деформируется по-разному, что приводит к нарушению связи между ними и появлению межфазных трещин и пор. На кольцевых отпечатках МЭГ этого образца видно присутствие фаз кобальта и карбида вольфрама (рис. 7, б), указывающее на двухфазную структуру. Зерна фазы карбида вольфрама текстурированы по направлениям (110), (101), (100) и (001), а зерна фазы кобальта – по направлениям (111) и (200).

Структуры образцов 94WC–6Co–3VN (рис. 8, а) и 94WC–6Co (рис. 7, а) существенно отличаются, что обусловлено влиянием нитрида ванадия. В структуре образца формируется более мелкое зерно кобальта со значительным разбросом по размерам (от 1 до 4 мкм), фазы карбида вольфрама и нитрида ванадия (см. рис. 8, а). Уменьшение размера зерен кобальта по сравнению с образцом без нитрида ванадия может улучшить свойства композита. Размер частиц нитрида ванадия колеблется в интервале от 10 до 5000 нм. Частицы нитрида ванадия размером 100 нм и более – это, очевидно, первичные частицы порошка. Частицы размером до 20 нм – это вторичные частицы нитрида ванадия. Нитриды располагаются как по границам зерен, так и в объеме, преимущественно на дислокациях. Внутри наиболее крупных фрагментов заметны остатки нерастворившихся нитридных частиц (см. рис. 8, а). На микроэлектронограмме образца наблюдаются кольцевые отпечатки от решетки  $\alpha$ -Co (111), (200), а также фаз WC (101), (100), (001) и VN (311), (220) (рис. 8, б).

Анализ полученных данных показывает, что в образце с нитридом ванадия размер  $\alpha$ -кристаллитов заметно меньше, чем в образце без него (см. рис. 8, а и рис. 7, а). Данный факт свидетельствует о том, что при формировании структуры образца без нитрида ванадия реализуется меньшее измельчение зерна, по сравнению с образцом с нитридом ванадия, наличие которого в образце 94WC–6Co обеспечивает минимальную дилатацию на межфазных границах нитрид-матрица, и в большей степени диспергирует зеренную структуру. Следует также отметить, что образец с нитридом ванадия отличается более плотными межфазными границами, на которых практически отсут-

ствуют поры и дефекты. Все это влияет на физико-механические свойства образцов и, как следствие, КАМ на их основе.

Таким образом, из приведенных данных следует, что для повышения износостойкости твердосплавной матрицы и, как следствие, КАМ на ее основе целесообразно использовать в их составе добавку нитрида ванадия. Для подтверждения такого утверждения ниже рассмотрим механические и трибологические свойства спеченных композитов.

Результаты определения твердости  $H_{\mu}$  участков твердосплавной матрицы, пределов прочности при сжатии  $R_{cm}$  и изгибе  $R_{bm}$  исследуемых образцов приведены в табл. 1. Их анализ показывает, что физико-механические свойства композитов зависят от их состава.

Таблица 1

Образец	Состав композита, % масс.	$H_{\mu}$ , ГПа	$R_{cm}$ , МПа	$R_{bm}$ , МПа
1	WC 94 %-Co 6 %	22.8	4800	2200
2	WC91%-Co 6%-VN3%	34.2	5340	2280

В образце 1 значение твердости  $H_{\mu}$ , пределов прочности при сжатии  $R_{cm}$  и изгибе  $R_{bm}$  составляют 22.8 ГПа, 4800 МПа и 2200 МПа соответственно. При введении 3 % VN в состав шихты 94%WC-%6Co твердость в образце 2 возрастает от 22.8 до 34.2 ГПа, предел прочности при сжатии – от 4800 до 5340 МПа, а предел прочности при изгибе – от 2200 до 2280 МПа. Причиной повышения  $H_{\mu}$ ,  $R_{cm}$  и  $R_{bm}$  в образце 2 по сравнению с образцом 1 является наличие нанодисперсных фаз VN и уменьшение размеров частиц Co (см. рис. 8). Следует отметить, что при введении нанодисперсного порошка VN в количестве 3 % в состав многокомпонентной металлической матрицы также было выявлено улучшение механических свойств композита [10]. Согласно данным работы [10] структура образца многокомпонентной металлической матрицы с добавкой порошка VN состоит из нанодисперсных фаз VN и  $\gamma$ -Fe, что и улучшает механические характеристики. Подобные значения  $H_{\mu}$ ,  $R_{cm}$  и  $R_{bm}$  получены и при исследовании КАМ на основе твердого сплава с добавлением силицида хрома CrSi<sub>2</sub> и нитрида ниобия NbN, для которых характерна нано-

Таблица 2

Образец	Состав композита, % масс.	$\eta$	$I_m$ , 10 <sup>-6</sup> г/м
1	WC 94%-Co6%	0.40	1710
2	WC91%-Co6%-VN3%	0.22	520

кристаллическая структура в переходной зоне алмаз-матрица.

Исследования показали, что трибологические свойства (коэффициент трения, массовый износ  $m$  и интенсивность изнашивания  $I_m$ ) исследуемых образцов также как и механические свойства, зависят от их состава (табл. 2). Так, в результате испытания для образца 2 выявлен меньший коэффициент трения ( $\eta \approx 0.22$ ), чем для образца 1 ( $\eta \approx 0.40$ ). При этом уменьшается интенсивность изнашивания  $I_m$  с  $1710 \times 10^{-6}$  до  $520 \times 10^{-6}$  г/м.

Что касается повышения механических и трибологических свойств образца 2 по сравнению с образцом 1, то можно заключить следующее.

В исходную смесь порошков WC и Co вводилась добавка нанопорошка VN. Дополнительное смешивание добавки с шихтой способствовало гомогенизации фазового состава, т.е. более однородному распределению по объему ее составляющих. Гомогенизация фазового состава также способствует повышению уплотняемости в процессе спекания образца, что предотвращает образование локальных напряжений в образце. Основанием для этого являются известные данные о зависимости напряжений в связующей фазе от множества факторов: концентрации кобальта, размеров зерен карбида вольфрама, концентрации растворенного вольфрама в кобальте. Кроме того, известно, что вводимая добавка VN способствует измельчению структурных элементов твердосплавной матрицы, упрочнению и снижению интенсивности износа режущего инструмента [7, 8]. Это также подтверждается результатами исследования, что было показано выше.

Выявленный в работе эффект формирования мелкозернистой структуры твердосплавной матрицы WC-Co-NbN с повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками указывает на необходимость их использования при разработке эффективных инструментов для бурения нефтяных и газовых скважин.

## Выводы

Установлены преимущества сплава 91WC-6Co-3VN по сравнению со сплавом WC-Co.

1. Выявлено, что форма и размеры частиц карбида вольфрама, кобальта и нитрида ванадия в процессе приготовления исходной смеси WC-6Co-3VN для спекания образцов не изме-

няются, наблюдается относительно равномерное распределение компонентов, что важно для последующего спекания композитов.

2. Установлено, что в матрице спеченного образца 94WC-6Co зерна карбида вольфрама и кобальта деформируются по-разному, что приводит к нарушению связи между ними, в результате чего появляются межфазные трещины и поры.

3. Показано, что при формировании структуры образца без нитрида ванадия реализуется меньшее измельчение зерна, по сравнению с образцом с нитридом ванадия.

4. Наличие нитрида ванадия в образце 94WC-6Co обеспечивает минимальную дилатацию на межфазных границах нитрид-матрица и в большей степени диспергирует зерен-

ную структуру. Это в свою очередь приводит к формированию более плотной структуры, на которых отсутствуют поры и дефекты.

5. Установлено, что введение нитрида ванадия в количестве 3 % в состав исходных веществ 94WC-6Co обеспечивает повышение твердости образца с 22.8 до 34.2 ГПа, пределов прочности при сжатии с 4800 до 5340 МПа и изгибе с 2200 до 2280 МПа, а также снижение интенсивности изнашивания с  $1710 \cdot 10^{-6}$  до  $5200 \cdot 10^{-6}$  г/м.

*Работа выполнена в рамках госбюджетных научно-исследовательских тем в соответствии с координационными планами Министерства образования и науки Украины (номер госрегистрации проекта № 0117U000391).*

#### Список литературы

1. Бондаренко Н.А., Мечник В.А. Бурение нефтегазовых скважин алмазным инструментом ИСМ // SOCAR Proceedings, 2012, вып. 3, с. 6-12.
2. А.Л. Майстренко. Формирование структуры композиционных алмазосодержащих материалов в технологических процессах. – К.: Наукова думка, 2014, с.
3. N.A. Bondarenko, A.N. Zhukovsky, V.A. Mechnik. Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review) // Sverkhтвердые Materialy, 2006, № 6, pp. 3-17.
4. V.M. Kolodnits'kyi, O.E. Bagirov. On the structure formation of diamond-containing composites used in drilling and stone-working tools (A review) // Journal of Superhard Materials, 2017, v. 39, № 1, pp. 1-17.
5. V.A. Dutka, V.M. Kolodnitskij, S.D. Zabolotnyj, I.A. Sveshnikov, V.A. Lukash. Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits // Sverkhтвердые Materialy, 2004, № 2, pp. 66-73.
6. A.N. Zhukovsky, A.L. Maystrenko, V.A. Mechnik and N.A. Bondarenko. Stress-strain state of the bond in the neighborhood of the diamond grain that is under the actions of the normal and tangent components of the load. Part 1. Model // Friction and Wear, 2002, v. 23, № 2, pp. 146-153.
7. Шевченко С.В., Стеценко Н.Н. Наноструктурное состояние в металлах, сплавах и интерметаллических соединениях: методы получения, структура, свойства // Успехи физики металлов, 2004, № 5, с. 219-255.
8. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. – М.: Наука, 1994, 383 с.
9. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). Published by the International Centre for diffraction data. USA. 1988, 432 p.
10. V.A. Mechnik, N.A. Bondarenko, V.M. Kolodnitskyi, V.I. Zakiev, I.M. Zakiev, M. Storchak, S.N. Dub, N.O. Kuzin. Physico-mechanical and tribological properties of Fe-Cu-Ni-Sn and Fe-Cu-Ni-Sn-VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods // Tribology in Industry, 2019, v. 41, № 2, pp. 188-198.

#### References

1. Bondarenko N.A., Mechnik V.A. Burenie neftegazovykh skvazhin almaznym instrumentom ISM // SOCAR Proceedings, 2012, vyp. 3, s. 6-12.
2. A.L. Maistrenko. Formirovaniye struktury kompozitsionnykh almazosoderzhashchikh materialov v tekhnologicheskikh protsessakh. – K.: Naukova dumka, 2014, s.
3. N.A. Bondarenko, A.N. Zhukovsky, V.A. Mechnik. Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review) // Sverkhтвердые Materialy, 2006, No 6, pp. 3-17.
4. V.M. Kolodnits'kyi, O.E. Bagirov. On the structure formation of diamond-containing composites used in drilling and stone-working tools (A review) // Journal of Superhard Materials, 2017, v. 39, No 1, pp. 1-17.
5. V.A. Dutka, V.M. Kolodnitskij, S.D. Zabolotnyj, I.A. Sveshnikov, V.A. Lukash. Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits // Sverkhтвердые Materialy, 2004, No 2, pp. 66-73.
6. A.N. Zhukovsky, A.L. Maystrenko, V.A. Mechnik and N.A. Bondarenko. Stress-strain state of the bond in the neighborhood of the diamond grain that is under the actions of the normal and tangent components of the load. Part 1. Model // Friction and Wear, 2002, v. 23, No 2, pp. 146-153.
7. Shevchenko S.V., Stetsenko N.N. Nanostrukturnoe sostoyaniye v metallakh, splavakh i intermetallicheskih soedineniyakh: metody polucheniya, struktura, svoystva // Uspekhi fiziki metallov, 2004, No 5, s. 219-255.
8. Ivanova V.S., Balankin A.S., Bunin I.Zh., Oksogoev A.A. Sinergetika i fraktaly v materialovedenii. – M.: Nauka, 1994, 383 s.
9. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). Published by the International Centre for diffraction data. USA. 1988, 432 p.
10. V.A. Mechnik, N.A. Bondarenko, V.M. Kolodnitskyi, V.I. Zakiev, I.M. Zakiev, M. Storchak, S.N. Dub, N.O. Kuzin. Physico-mechanical and tribological properties of Fe-Cu-Ni-Sn and Fe-Cu-Ni-Sn-VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods // Tribology in Industry, 2019, v. 41, No 2, pp. 188-198.