



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-46-52>

Научная статья

Research article



## Микроструктура ядро/обод в керметах Ti(C, N) при дефиците никель-молибденовой связки

И. Г. Григорьев<sup>✉</sup>, В. А. Жилиев

Институт химии твердого тела Уральского отделения РАН  
Россия, 620990, г. Екатеринбург, ул. Первомайская, 91

✉ [igor.grigorov2012@yandex.ru](mailto:igor.grigorov2012@yandex.ru)

**Аннотация.** По результатам, полученным ранее в работах по безвольфрамовым твердым сплавам (БВТС) марок КНТ3 и КНТ7, проведен анализ влияния компонентов, составляющих их основу, на конечное формирование микроструктуры сплавов. Исследования проводились на керамико-металлических образцах (керметах) при дефиците связующей фазы из никеля с молибденом. Для анализа микроструктуры керметов были использованы изображения поверхности их шлифов, полученных с помощью растровой электронной микроскопии в режиме отраженных электронов. Показано, что особенностью микроструктуры сплавов серии КНТ является наличие у них структуры ядро/обод (Core/Rim Structure – CRM). Анализ выявил, что с уменьшением в БВТС серии КНТ содержания связующей фазы из Ni–Mo заметно увеличился размер обода в спеченном сплаве вокруг ядра из Ti(C, N). Дополнительно рассмотрена роль пластификатора в процессе формирования микроструктуры ядро/обод БВТС серии КНТ при дефиците связующей фазы. По результатам исследования микроструктуры керметов сделаны выводы, которые позволяют предположить, что в отсутствие зон, обогащенных азотом, возрастает вероятность диффузии молибдена через межфазные границы тугоплавких фаз. Следствием этого является увеличение параметра удельной объемной доли оболочки в микроструктуре кермета.

**Ключевые слова:** анализ изображения шлифов, керметы, карбонитрид титана (Ti(CN)), никель-молибденовая связка, пластификатор

**Для цитирования:** Григорьев И.Г., Жилиев В.А. Микроструктура ядро/обод в керметах Ti(C, N) при дефиците никель-молибденовой связки. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2023;17(2):46–52.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-46-52>

## Core/rim microstructure of Ti(C, N) cermets with low nickel-molybdenum binder content

I. G. Grigorov<sup>✉</sup>, V. A. Zhilyaev

Institute of solid state chemistry, Ural branch of the Russian Academy of Sciences  
91 Pervomayskaya Str., Yekaterinburg 620990, Russia

✉ [igor.grigorov2012@yandex.ru](mailto:igor.grigorov2012@yandex.ru)

**Abstract.** We investigated the influence of the basic component concentration on the microstructure of the KNT3 and KNT7 tungsten-free hard alloys (TFHA), focusing on ceramic-metal samples (cermets) with a low nickel-molybdenum binder content. The microstructure of the sintered cermets was analyzed using reflected electron images of thin sections obtained with a scanning electron microscope. Our analysis revealed that the KNT alloy exhibits a core/rim structure (CRM). We observed that decreasing the Ni–Mo binder content leads to a significant increase in the rim size surrounding the Ti(C, N) core in the sintered

alloy. We also investigated the effect of the plasticizer on the formation of the core/rim microstructure with a low binder content. Furthermore, we found that the absence of nitrogen-enriched areas in the Ti(C, N) grains increases the molybdenum diffusion rate across the refractory phase interfaces during the cooling stage, resulting in a higher specific volume fraction of the shell in the cermet microstructure.

**Keywords:** thin shell micrography, cermets, titanium carbonitride (Ti(CN)), nickel-molybdenum binder, plasticizer

**For citation:** Grigorov I.G., Zhilyaev V.A. Core/rim microstructure of Ti(C, N) cermets with low nickel-molybdenum binder content. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(2):46–52.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-2-46-52>

## Введение

Безвольфрамовые твердые сплавы (БВТС) серии КНТ разрабатывались как твердые материалы на основе карбонитрида титана Ti(C, N), где в качестве легкоплавкой связующей фазы использовалась смесь из порошков никеля и молибдена. В отдельных случаях они применяются в качестве альтернативной замены твердых сплавов на основе карбида вольфрама. Сплавы серии КНТ отличаются от других БВТС тем, что они имеют относительно высокую твердость при низкой удельной массе. Так, например, получивший наибольшую популярность в мире сплав марки КНТ16 (ГОСТ 226530-853) обладает твердостью 89 HRA при плотности 5,9 г/см<sup>3</sup> [1–4].

Преимущества использования кермета на основе карбонитрида титана заключаются в том, что он доступен, технология его получения проста, а по твердости при высоких температурах он превосходит карбид вольфрама. Так, его окалинотстойность выше, чем у карбида вольфрама, причем тонкая оксидная пленка, образующаяся на поверхности изделий, выполняет роль смазки в процессе эксплуатации инструмента при высоких температурах. Благодаря этому сплавы серии КНТ имеют низкий коэффициент трения и хорошо сопротивляются износу. Наряду с преимуществами они имеют и ряд недостатков: низкие ударную вязкость и теплопроводность, высокий коэффициент термического расширения, что обуславливает склонность к трещинообразованию при пайке и затачивании [2].

Разработка БВТС серии КНТ с дефицитом Ni–Mo-связки была направлена на оценку возможности их использования в качестве твердосплавных сердечников для бронебойных снарядов [3; 5]. Данные сплавы можно отнести к группе ультракерметов, поскольку металлическая связка улучшает их керамические свойства [6–12]. Режимы спекания, основные параметры микроstructures и физико-механические свойства БВТС марок КНТ3 и КНТ7 описаны в работах [13–15].

Особенностью микроstructures сплавов серии КНТ является наличие у них структуры ядро/обод (международное название «core/rim structure» – CRS) [15–20], где ядро состоит из тугоплав-

кой фазы внедрения (ТФВ) карбонитрида титана  $TiC_{1-x}Ni_x$ , а обод, или оболочка ядер, представляет собой сложную по составу фазу из многокомпонентного карбонитрида (Ti, Mo)(C, N). В образовании микроstructures керметов основную роль играет возможность смачивания твердой фазы расплавом связующей фазы, когда расплав на поверхности твердой фазы имеет краевой угол смачивания, близкий к нулю.

Задача, на решение которой направлена данная работа, состоит в том, чтобы объяснить, как соотношение углерода к азоту в ТФВ может влиять на процесс формирования CRS.

## Сплавы серии КНТ с малым содержанием связующей фазы

На рис. 1 приведены изображения шлифов сплавов марок КНТ7 и КНТ3, полученные с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме композиционного контраста. При их визуальном осмотре видно, что обод (коаксиальная оболочка зерен основы) вокруг ядер кермета у КНТ3 занимает на рисунках большую, чем у КНТ7, площадь поверхности. Резкое отличие микроstructures керметов КНТ3 от микроstructures традиционных твердых сплавов было отмечено в работе [3], в которой было выдвинуто предположение, что из-за различия технологических параметров (температуры и времени спекания, см. таблицу) при синтезе сплавов возможно проявление особенностей в образовании микроstructures при дефиците жидкой фазы расплава.

Формирование оболочки (обода) по реакции растворение–осаждение [4] при дефиците жидкой фазы ограничено молибденом, поэтому не исключено, что при образовании оболочки происходит твердофазный массоперенос молибдена через межфазные границы. Специальных исследований по выяснению этого явления до сих пор не проведено, поэтому актуальной задачей остается изучение фазо- и структурообразования CRS, протекающих при взаимодействии карбонитрида титана с металлическими расплавами на различных стадиях спекания.

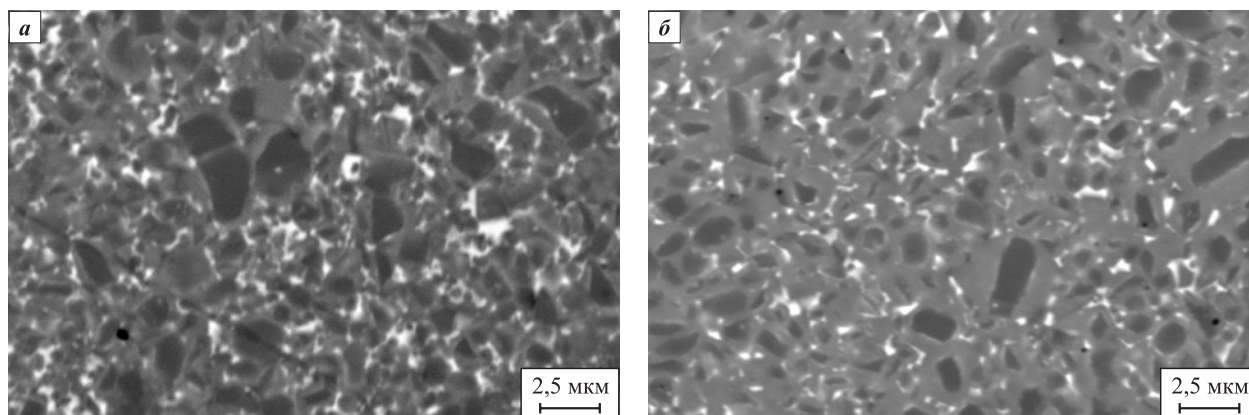


Рис. 1. Вид микроструктуры ядро/обод сплавов КНТ7 (а) и КНТ3 (б)  
Микроскоп JSM 6390 LA (JEOL Ltd., Япония), увеличение  $\times 5000$ , режим съемки – отраженные электроны

Fig. 1. The core/rim microstructure of KNT7 (a) and KNT3 alloys (b)  
JSM 6390 LA microscope (JEOL Ltd., Japan),  $\times 5000$ , reflected electron image

### Фазовый состав исследуемых керметов [13]

#### Phase composition of the cermets [13]

| Марка<br>твердого<br>сплава | Условия спекания                                |                                       | Содержание компонентов, об. % |                            |              |
|-----------------------------|-------------------------------------------------|---------------------------------------|-------------------------------|----------------------------|--------------|
|                             | $t_{\text{сп}} \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ | $\tau \pm 1 \text{ } \%, \text{ мин}$ | Ядро $\text{TiC}_x\text{N}_z$ | Оболочка<br>(Ti, Mo)(C, N) | Связка Ni–Mo |
| КНТ7                        | 1480                                            | 20                                    | 44,64                         | 47,41                      | 6,70         |
|                             | 1480                                            | 60                                    | 43,95                         | 48,27                      | 6,65         |
|                             | 1500                                            | 60                                    | 40,42                         | 53,26                      | 6,30         |
|                             | 1520                                            | 12                                    | 40,97                         | 52,12                      | 6,74         |
|                             | 1520                                            | 40                                    | 38,64                         | 55,24                      | 6,10         |
|                             | 1520                                            | 60                                    | 36,67                         | 57,46                      | 5,86         |
|                             | 1540                                            | 60                                    | 34,06                         | 60,48                      | 5,45         |
|                             | 1560                                            | 60                                    | 30,89                         | 63,78                      | 5,30         |
| КНТ3                        | 1540                                            | 20                                    | 24,76                         | 72,94                      | 2,22         |
|                             | 1540                                            | 60                                    | 23,12                         | 74,78                      | 2,02         |
|                             | 1560                                            | 60                                    | 22,86                         | 75,16                      | 1,94         |
|                             | 1580                                            | 60                                    | 21,60                         | 76,66                      | 1,70         |

### Формирование структуры CRS в сплавах серии КНТ с малым содержанием связующей фазы

Процесс синтеза керметов КНТ3 и КНТ7 подробно описан в работах [3; 13]. Температура спекания ( $t_{\text{сп}}$ ) и продолжительность изотермической выдержки ( $\tau$ ) для каждого образца (см. таблицу) были обусловлены повышением вклада твердофазного спекания в процесс формирования керметов при снижении содержания металлической составляющей.

Тугоплавкую фазу внедрения из карбонитрида титана можно рассматривать как двойную кристаллическую структуру – TiC и TiN, которая имеет раз-

личную термодинамическую совместимость с металлами, составляющими связующую фазу. Соединения углерода с металлами являются основой для керметов, в то время как азот взаимодействует с металлами только при высоких температурах и либо образует слабые нитриды, либо нет. Для примера, в электронной технике нитрид титана (TiN) применяется в качестве промежуточного буферного слоя, который является хорошим барьером для диффузионных потоков между компонентами электропроводных металлических контактов.

Можно разделить процесс синтеза БВТС серии КНТ на 3 стадии спекания: нагрев, выдержка при температуре, необходимой для образования расплава, и остывание образца при охлаждении печи.

На стадии нагрева происходит ряд реакций между тугоплавкими компонентами, с одной стороны, и тугоплавкими и связующими компонентами, с другой. Отчасти эти процессы протекают еще до первого появления жидкой фазы и включают в себя реакции газовой выделения и диффузии, а также процессы, приводящие к усадке порошковых прессовок. Выделение при нагреве порошковой смеси газов CO начинается приблизительно с 900 °C и достигает максимума около 1100 °C. Выделение азота начинается с ~1200 °C и достигает максимума при 1300 °C. Снижение скорости выделения азота выше 1300 °C очевидно связано с началом роста CRS в керметах.

В процессе низкотемпературного спекания до появления жидкой фазы металла-расплава происходит удаление пластификатора на основе каучука в виде 4–5 %-ного раствора в бензине [21; 22]. Разлагаясь, пластификатор образует с молибденом соединение  $\text{Mo}_2\text{C}$ , появление которого может объяснить еще одну особенность при формировании микроstructures оболочки. На рис. 2 показана двухуровневая оболочечная структура кермета КНТЗ. Внутренняя оболочка представляет собой твердый раствор, богатый тяжелыми элементами, и окружает зерно  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ , наружная – на основе  $\text{Ti}$ .

Суждения относительно финальной стадии формирования двухуровневой микроstructures оболочки, особенно на начальной стадии, остаются неясными и противоречивыми. Высказывается мнение о том, что окончательно оболочечная структура фор-

мируется на финальной стадии спекания в результате осаждения на частицах  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  карбидов  $\text{TiC}$  и  $\text{MoC}$  в виде твердого раствора, растворенных в жидкой связке. Предполагалось, что внутренняя оболочка формируется в результате твердофазного взаимодействия на начальной стадии до 900 °C, в то время как наружная – в процессе растворения–осаждения.

Благодаря взаимодействию связующих металлов  $\text{Ni}$  и  $\text{Mo}$  с тугоплавкими фазами и появлению жидкой фазы начинается вторая стадия спекания, в которой процессы растворения и выделения оказывают решающее влияние на формирование микроstructures турбу спеченных керметов.

По имеющимся данным,  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  реагирует с расплавом таким образом, что жидкий молибден способствует растворению из ТФВ титана и углерода, в то время как в качестве твердой фазы остается богатый азотом слабо растворимый карбонитрид. В зависимости от количественных соотношений между жидкой и твердой фазами должно наступить более или менее явное обогащение тугоплавкой фазы нитридом титана. Богатые азотом зоны зерна  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  остаются нерастворимыми в жидкой металлической связке и служат в качестве зародышей кристаллизации для выделяющихся из расплава в ходе процесса растворения–осаждения карбидных растворов  $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ , что приводит к формированию так называемой  $K$ -фазы [4].

Образование  $K$ -фазы является характерным процессом при жидкофазном спекании твердых сплавов при наличии карбидообразующего элемента в расплаве металла. С появлением жидкой фазы начинается растворение  $\text{TiC}$  – составляющей ТФВ карбонитрида титана, с образованием сложного карбида  $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ . Условием осаждения данного соединения является достижение предельного произведения растворимости многокомпонентной фазы  $\text{Mo}_{1-n}\text{Ti}_n\text{C}_y$ .

С увеличением времени спекания наблюдается увеличение сердцевины частиц  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ . В основном это происходит за счет коалесценции частиц по границам их контакта, которая протекает наиболее интенсивно при жидкофазном спекании, чем на стадии твердофазного спекания, до начала образования структуры оболочки. Скорость осаждения оболочки на зерна  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  зависит от температуры спекания и концентрации  $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$  в расплаве, а толщина фазы оболочки находится в пределах 0,5–3,0 мкм с увеличением температуры спекания от 1450 до 1540 °C.

Особенность микроstructures сплавов серии КНТ, которая отмечена в работе [3], заключается в том, что с уменьшением объемной доли связующей фазы  $\text{Ni-Mo}$  увеличивается степень коалесценции зерен  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ , но при этом почему-то одновременно возрастает удельное объемное содержание ( $V_v$ ) оболочки (обода) из  $\text{Ti}_{1-x}\text{Mo}_x\text{C}_y\text{N}_z$ , что дает обратную

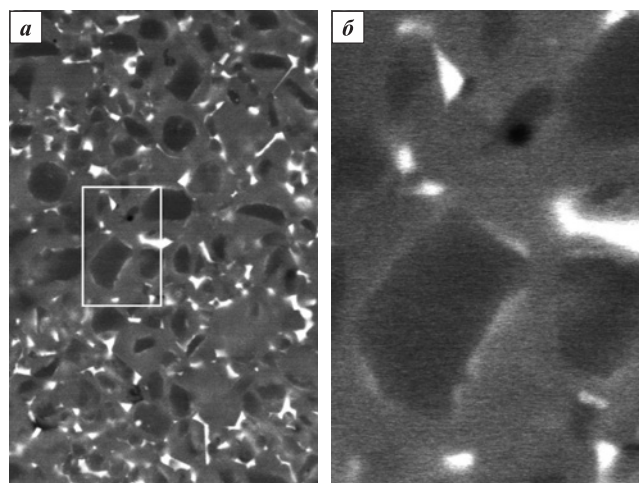


Рис. 2. Вид двухуровневой микроstructures оболочки (обода) кермета КНТЗ: внутренней (светлые участки) и наружной (темно-серые)  
Микроскоп JSM 6390 LA, увеличение  $\times 5000$  (а) и  $\times 20\,000$  (б), режим съемки – отраженные электроны

Fig. 2. Two-level microstructure of the KNT3 cermet rim: inner shell (light areas) and outer shell (dark gray areas)  
JSM 6390 LA microscope,  $\times 5000$  (a) and  $\times 20,000$  (b), reflected electron images

зависимость  $V_v$  оболочки (см. таблицу) от объемного значения связующей фазы.

На стадии остывания скорость охлаждения печи контролируется и не превышает 10 °С/мин. Это способствует выравниванию градиента температуры в объеме БВТС, что предотвращает терморастрескивание, которое может возникнуть из-за различия коэффициентов линейного термического расширения компонентов БВТС. Поскольку формирование оболочки при осаждении из расплава фазы  $(\text{Ti}_{1-n}\text{Mo}_n)_\text{C}_x$  для БВТС марки КНТ3 по механизму растворение–осаждение ограничено объемным содержанием связующей фазы, то на конечной стадии формирования CRS значительный рост оболочки может обеспечиваться за счет твердофазного массопереноса молибдена через границу  $\text{TiC}_x\text{N}_z - (\text{Ti}_{1-n}\text{Mo}_n)_\text{C}_x$  [3]. На рис. 3 хорошо видно различие в CRS для керметов

КНТ7 и КНТ3 при одинаковых параметрах режима спекания ( $t_{\text{сп}} = 1560$  °С,  $\tau = 60$  мин).

## Выводы

Проведенные исследования показали, что процесс синтеза твердого сплава серии КНТ можно разделить на три стадии: нагрев, выдержка при температуре, необходимой для образования расплава, и остывание образца БВТС при охлаждении печи. Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы.

1. Установлено, что с уменьшением объемной доли металлической связующей фазы из Ni–Mo объемное содержание оболочки из  $\text{Ti}_{1-x}\text{Mo}_x\text{C}_y\text{N}_z$  увеличивается.

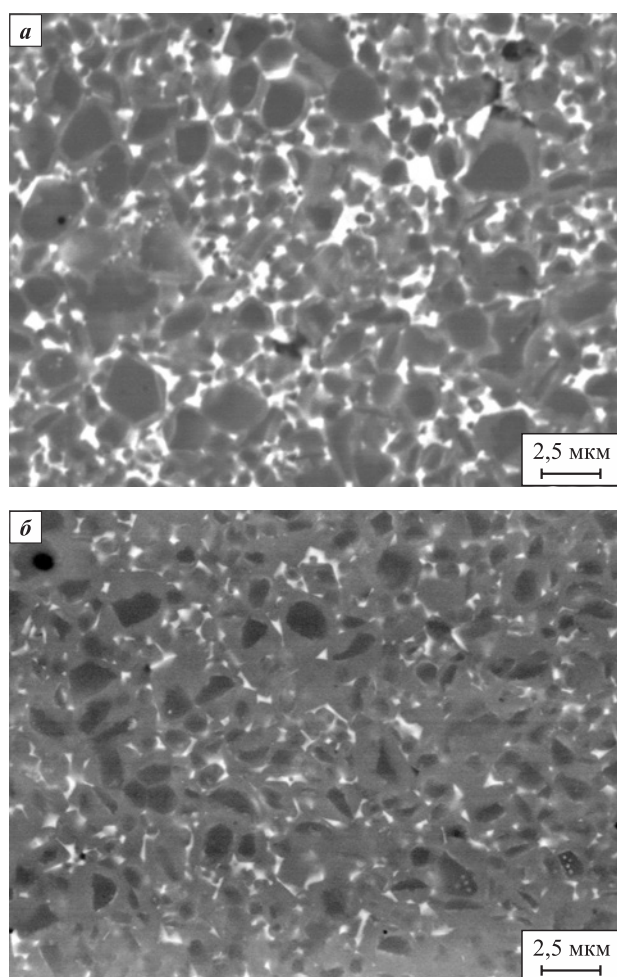
2. Констатируется, что отсутствие зон, обогащенных азотом, в зернах Ti(C, N) повышает вероятность диффузии молибдена через межфазные границы тугоплавких фаз на стадии охлаждения печи.

3. Впервые продемонстрирована двухуровневая структура оболочки кермета – внутренняя и наружная. Внутренняя оболочка (светлые участки на изображении РЭМ) представляет собой фазу, богатую молибденом, наружная – богата Ti (темно-серые).

4. Дано химическое обоснование образования внутренней оболочки кермета в результате разложения пластификатора на основе каучука в виде 4–5 %-ного раствора в бензине на стадии нагрева.

## Список литературы / References

1. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001. 426 с.
2. Янюшкин А.С., Якимов С.А., Петров И.П., Архипов П.В. Исследования поверхности безвольфрамовых твердых сплавов, шлифованного комбинированным методом. *Научный журнал Братского государственного университета*. 2009;(2):70–77.  
Yanushkin A.S., Yakimov S.A., Petrov I.P., Arkhipov P.V. Studies of the surface of tungsten-free hard alloys ground by the combined method. *Nauchnyi zhurnal Bratskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2009;(2):70–77. (In Russ.).
3. Пахолков В.В., Мельников Б.В., Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г., Алямовский С.И. Особенности формирования микроструктуры твердых сплавов на основе  $\text{TiC}_{0.5}\text{N}_{0.47}$  при дефиците никель-молибденовой связки. *Неорганические материалы*. 1990;26(2):292–296.  
Pakholkov V.V., Melnikov B.V., Grigorov I.G., Zainulin Yu.G., Alyamovsky S.I. Features of the formation of the microstructure of hard alloys based on  $\text{TiC}_{0.5}\text{N}_{0.47}$  with a deficiency of nickel-molybdenum bond. *Neorganicheskie materialy*. 1990;26(2):292–296. (In Russ.).
4. Жиляев В.А., Патраков Е.И. Кинетика и механизм контактного взаимодействия карбонитрида титана с Ni–Mo-расплавом. *Известия вузов. Порошковая метал-*



**Рис. 3.** Вид микроструктуры керметов марок КНТ7 (а) и КНТ3 (б)  
Микроскоп JSM 6390 LA, увеличение  $\times 3000$ ,  $t_{\text{сп}} = 1560$  °С,  $\tau = 60$  мин, режим – отраженные электроны

**Fig. 3.** Microstructure of KNT7 (a) and KNT3 (b) cermets  
JSM 6390 LA microscope,  $\times 3000$ ,  $t_{\text{sp}} = 1560$  °С,  $\tau = 60$  min, reflected electron images

- лургия и функциональные покрытия. 2015;(2):30–37. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-2-30-37>
- Zhilyaev V.A., Patrakov E.I. Regularities of the contact interaction of double carbides ( $Ti_{1-n}Me_n$ )C with nickel. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2015;56(3):329–332. <https://doi.org/10.3103/S1067821215030232>
5. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы. Перевод с нем. М.: Металлургия, 1971. 392 с.
  6. Bolognini S., Feusier G., Mari D., Viatte T., Benoit W. TiMoCN-based cermets: high-temperature deformation. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2003;21(1–2):19–29. [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(02\)00091-4](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(02)00091-4)
  7. Mari D., Bolognini S., Feusier G., Cutard T., Verdon C., Viatte T., Benoit W. TiMoCN based cermets: Part I. Morphology and phase composition. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2003;21(1):37–46. [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(03\)00010-6](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(03)00010-6)
  8. Mari D., Bolognini S., Feusier G., Cutard T., Viatte T., Benoit W. TiMoCN based cermets Part II. Microstructure and room temperature mechanical properties. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2003;21(1):47–53. [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(03\)00011-8](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(03)00011-8)
  9. Zhou S., Zhao W., Xiong W. Microstructure and properties of the cermets based on Ti(C, N). *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009;27(1):26–32. <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2008.01.011>
  10. Bellosi A., Calzavarini R., Faga M.G., Monteverde F., Zancolo C., D’Errico G.E. Characterization and application of titanium carbonitride-based cutting tools. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003;143–144:527–532. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00339-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00339-X)
  11. Xiong J., Guo Z., Wen B., Li C., Shen B. Microstructure and properties of ultra-fine  $TiC_{0.7}N_{0.3}$  cermet. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;416(1–2):51–58. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.060>
  12. Peng Y., Miao H., Peng Z. Development of TiCN-based cermets: Mechanical properties and wear mechanism. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2013;39:78–89. <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2012.07.001>
  13. Григоров И.Г., Жилияев В.А., Ермаков А.Н., Зайнулин Ю.Г., Швейкин Г.П. О методике прогнозирования некоторых физико-механических свойств керметов. *Материаловедение*. 2004;(8):14–20.  
  
Grigorov I.G., Zhilyaev V.A., Ermakov A.N., Zainulin Yu.G., Shveykin G.P. On the methodology of forecasting some physical and mechanical properties of kermets. *Materialovedenie*. 2004;(8):14–20. (In Russ.).
  14. Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г. Анализ изломов металлокерамических твердых сплавов марки КНТ. *Материаловедение*. 2019;(2):17–24.
  - Grigorov I.G., Zainulin Y.G. Analysis of fracture of metal ceramic hard alloys of KNT brand. *Materialovedenie*. 2019;10(4):987–994. (In Russ.).
  15. Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г., Швейкин Г.П. Фрактальный анализ разрушения металлокерамических твердых сплавов. *Материаловедение*. 2016;(6):16–22.  
  
Grigorov I.G., Zainulin Y.G., Shveykin G.P. Fractal analysis of fracture of powder metallurgical hard alloy. *Materialovedenie*. 2017;8(1):67–74. (In Russ.).
  16. Li P., Ye J., Liu Y., Yang D., Yu H. Study on the formation of core–rim structure in Ti(CN)-based cermets. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012;35:27–31. <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2012.03.012>
  17. Ahn S., Kang S. Formation of core/rim structures in Ti(C,N)–WC–Ni cermets via a dissolution and precipitation process. *Journal of the American Ceramic Society*. 2000;83(6):1489–1494. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2000.tb01415.x>
  18. Kim S., Min K., Kang S. Rim structure in  $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ –WC–Ni cermets. *Journal of the American Ceramic Society*. 2003;86(10):1761–1766. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2003.tb03551.x>
  19. Bellosi A., Medri V., Monteverde F. Processing and properties of Ti(C,N)–WC-based materials. *Journal of the American Ceramic Society*. 2001;84(11):2669–2676. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2001.tb01069.x>
  20. Zheng Y., Lin W., Wang S., Xiong W. Effect of carbont on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets. *Ceramics International*. 2004;30(8): 2111–2115. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2003.11.016>
  21. Ермаков А.Н., Григоров И.Г., Ермакова О.Н., Пушин В.Г., Зайнулин Ю.Г. Влияние пластификатора на микроструктуру и свойства системы карбонитрид титана – никелид титана. *Перспективные материалы*. 2006;(5):42–48.  
  
Ermakov A.N., Grigorov I.G., Ermakova O.N., Pushin V.G., Zainulin Yu.G. Influence of plasticizer on microstructure and properties of titanium carbonitride – titanium nickelide system. *Perspetktivnye materialy*. 2006;(5):42–48. (In Russ.).
  22. Григоров И.Г., Жилияев В.А., Ермаков А.Н., Зайнулин Ю.Г. Влияние пластификатора на микроструктуру сплава на основе карбонитрида и никелида титана. *Конструкции из композиционных материалов*. 2006;(4):46–49.  
  
Grigorov I.G., Zhilyaev V.A., Ermakov A.N., Zainulin Yu.G. The effect of plasticizer on the microstructure of an alloy based on carbonitride and titanium nickelide. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*. 2006;(4):46–49. (In Russ.).

### Сведения об авторах



**Игорь Георгиевич Григорьев** – к.х.н., вед. науч. сотрудник лаборатории структурного и фазового анализа, Институт химии твердого тела УрО РАН (ИХТТ УрО РАН)

**ORCID:** 0000-0003-1906-7654

**E-mail:** igor.grigorov2012@yandex.ru

**Виктор Александрович Жилиев** – д.т.н., ИХТТ УрО РАН

### Information about the Authors

**Igor' G. Grigorov** – Cand. Sci. (Chem.), Research Scientist of Laboratory of Structural and Phase Analysis, Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (ISSC UB RAS)

**ORCID:** 0000-0003-1906-7654

**E-mail:** igor.grigorov2012@yandex.ru

**Viktor A. Zhilyaev** – Dr. Sci. (Eng.), ISSC UB RAS

### Вклад авторов



**И. Г. Григорьев** – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

**В. А. Жилиев** – научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

### Contribution of the Authors

**I. G. Grigorov** – basic concept, problem statement, paper authoring, conclusions.

**V. A. Zhilyaev** – research supervision, article proofreading, editing the conclusions.

Статья поступила 26.05.2022 г.  
Доработана 24.11.2022 г.  
Принята к публикации 01.12.2022 г.

Received 26.05.2022  
Revised 24.11.2022  
Accepted 01.12.2022