

УДК 669.018.25

Формування фазового складу та структури безвольфрамових твердих сплавів з нікель-молібденовою зв'язкою у процесі спікання

А. М. Степанчук, кандидат технічних наук, професор

В. К. Вітрянюк, кандидат технічних наук

Національний технічний університет України імені І.Сікорського – “КПІ”, Київ

Розглянуто вплив складу безвольфрамових твердих сплавів на основі карбиду титану з нікелевою металевою зв'язкою та умов їх отримання на фазовий склад та структуру. Показано, що їх можна змінювати за рахунок легування металевої зв'язки молібденом, а карбідної складової – карбідами перехідних металів і, тим самим, змінювати їх експлуатаційні властивості.

Для виготовлення високоефективного різального інструменту переважно використовують тверді сплави на основі вольфраму. Для отримання останніх використовують карбід вольфраму як тверду складову і кобальт як металеву зв'язку. Проте у світі, і особливо в Україні, спостерігається гострий дефіцит вольфрамової сировини. Тому все більше уваги приділяється розробці нових, безвольфрамових твердих сплавів [1]. Найбільш перспективними в цьому відношенні вважають сплави що містять карбід титану. В якості металевої зв'язки доцільно використати нікель і його сплави. При цьому регулюючи вид і кількість твердої складової і металевої зв'язки можна регулювати кінцевий фазовий склад і структуру сплавів і, як наслідок, його експлуатаційні характеристики. Тому представляється актуальним розглянути процеси, які мають місце при формуванні кінцевого фазового складу і структури при створенні нових безвольфрамових твердих сплавів методами порошкової металургії [2].

У нашому огляді ми приділимо увагу еволюції фазового складу і мікроструктури безвольфрамових твердих сплавів системи TiC – Ni – Mo.

Нашими попередніми дослідженнями сплавів TiC – Ni – Mo встановлено, що в процесі їх спікання може відбуватись зростання зерен карбідної складової. Якщо розмір часток TiC після помолу-змішування порошоків титану, нікелю і молібдену знаходиться в інтервалі 0,3 – 0,6 мкм, то при спіканні найбільш дрібні частки збільшуються у декілька разів. Отже, інтенсифікація мокрого помелу початкових сумішей до певної міри повинна сприяти отриманню більш дрібнозернистих сплавів. Тому отримання дрібнозернистої структури сплавів з розміром основної маси зерен 0,9 – 1,1 мкм забезпечувалося підбором раціональних режимів помолу, температури спікання і ізотермічної витримки. Отриманню такої структури

сприяв також оптимальний вміст молібдену у складі шихти (співвідношення Ni:Mo складало приблизно 3:1). За наявності молібдену в сплаві при спіканні він взаємодіє з карбідом титану утворюючи на поверхні його частинок твердий розчин карбіду молібдену в карбіді титану. Внаслідок цього вірогідність контактування вихідних часток TiC одна з одною зменшується і збільшення їх розміру за рахунок зрощення не відбувається.

Згідно [3] вірогідний механізм формування структури безвольфрамового твердого сплаву (марка ТН20) на основі карбіду титану з 20 % Ni-Mo (14,4 % Ni, 5,6 % Mo) полягає в тому, що в процесі спікання у твердій фазі йдуть реакції між карбідом титану, нікелем і молібденом, що призводять до утворення твердих розчинів молібдену в TiC і в нікелі.

При появі рідкої фази розплав обволікає зерна TiC, збільшується загальна площа контактів між TiC і зв'язкою Ni-Mo. При цьому дрібніші частинки і частинки з мікроспотвореннями розчиняються в зв'язці швидше. Більші частинки не встигають повністю розчинитися, і в розчин “переходять” лише поверхневі шари цих зерен. В результаті формується рідка фаза, яка складається з нікелю з розчиненими карбідом і молібденом. При охолодженні сплаву на поверхні більших часток осідає із зв'язки на основі нікелю надлишок розчиненого твердого розчину (Ti, Mo)C, а сама зв'язка, що містить відповідну кількість титану, молібдену і вуглецю кристалізується, зв'язуючи карбідні зерна в єдине тіло. У результаті при невеликих витримках при температурі спікання утворюється так звана “кільцева структура”, або оболонка, навколо центральної частини зерен карбіду титану (рис. 1).

Результати досліджень структури сплавів типу ТН20 викладені в роботах [4 – 6]. Встановлена, зокрема, наявність трьох складових: центральна частина зерен – майже чистий TiC, оболонка у вигляді твердого розчину (Ti,Mo)C і зв'язка на основі нікелю. В роботах [7, 8] припустили, що при такій структурі складний карбід (Ti, Mo)C_x є пластичнішим порівняно з чистим карбідом титану і тому має місце плавний перехід від крихкого карбіду до пластичної зв'язки.

В той же час при вивченні поверхні руйнування зразків в електронному мікроскопі було виявлено [4], що якщо оболонка твердого розчину (Ti, Mo) C в сплавах ТН20 є присутньою тільки на окремих ділянках частинок і розподіл зерен по розмірах нерівномірний, то руйнування сплаву проходить по великих зернах і їх зростках. Дрібні зерна руйнуються по кільцю твердого розчину з відшаровуванням його від центральної частини карбідного зерна. Міцність такого матеріалу складає близько 0,6 від номінальної. Сплави з широким прошарком кільцевої зони, яка утворюється

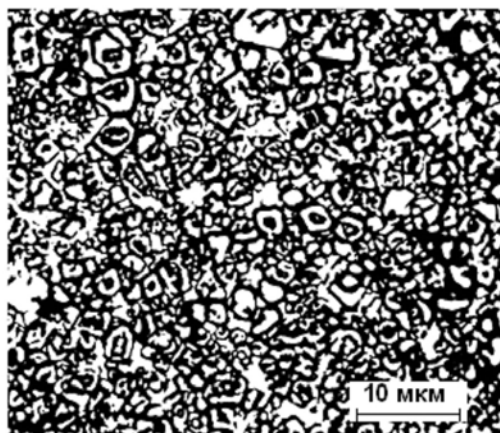


Рис. 1. Мікроструктура сплаву ТНМ20.

при завищених температурі спікання і часу витримки, також мають недостатню міцність.

На рис. 2 а наведена структура міжкристалітного руйнування сплаву лише з окремими ділянками руйнування по карбідному зерну або їх зростку, а також, що руйнуванні по міжфазній межі TiC і твердого розчину $(Ti, Mo)C$. Цей матеріал має міцність, що наближається до номінальної (920 МПа). Для сплаву з досить однорідною структурою із заокругленими зернами розміром 1,0 – 1,6 мкм і невеликою товщиною проміжної фази $(Ti, Mo)C$ (рис. 2 б) руйнування також носить міжкристалітний характер, але його міцність складає близько 1140 МПа.

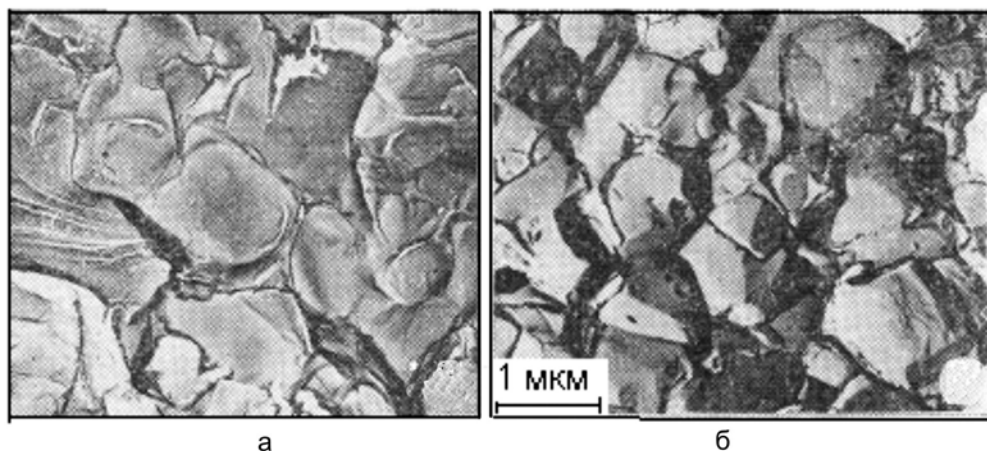


Рис. 2. Структура поверхні руйнування сплаву TiN_{20} . а - $\sigma_{32} = 920$ МПа, б - $\sigma_{32} = 1140$ МПа.

У роботі [9] на спеціально приготованих зразках крупнозернистого сплаву показано, що при зниженні вмісту вуглецю в початковому карбіді титану зростання оболонки навколо великих частинок TiC_x йде більше інтенсивно. Проте міцність фази $(Ti, Mo)C_x$, вірогідно, із-за наявності великої кількості дефектів, була низькою, і тому сплави з товстим прошарком фази $(Ti, Mo)C_x$ руйнувалися при нижчих навантаженнях. При допустимому ж дефіциті вуглецю в початковому карбіді оболонка росте менш інтенсивно, зв'язка зміцнюється через підвищення розчинності молібдену і титану в нікелі, і, як наслідок, сплави набувають більш високих значень міцності при вигині, межі плинності і гарячої твердості.

Важливе значення також має форма зерен карбідної складової в сплавах типу $TiC - Ni - Mo$. У більшості випадків, на відміну від сплавів $WC - Co$, спостерігали округлу форму зерен із зовнішньою оболонкою. Це здавалося закономірним для кубічного карбиду титану або твердого розчину $(Ti, Mo)C$ на його основі. В той же час в роботі [10] таку форму пов'язують з нестачею вуглецю в карбіді титану і відмічають, що при максимальному вмісті вуглецю в межах області гомогенності форма початкових частинок порошку TiC зберігається і зерна неправильної, гострокутної форми зустрічаються навіть після тривалого спікання. При зменшенні вмісту вуглецю можна отримати зерна округлої форми. Підтвердити або спростувати

це висловлювання не представляється можливим, оскільки в інших роботах, у тому числі і К. Nishigaki із співавторами [9], де системно досліджували вплив вуглецю в карбідній складовій сплавів $TiC - 8Mo_2C - 15Ni$ на їх структуру і властивості, про характер зміни форми часток не повідомляється. Ряд інших досліджень японських авторів [11, 12] був також присвячений з'ясуванню впливу вмісту вуглецю в шихті сплавів $TiC - Ni - Mo$ на процес утворення проміжних фаз і оболонки навколо карбідних зерен. Так, в [11] показано, що з підвищенням температури спікання сплавів $TiC - Ni - Mo$ молібден в результаті взаємодії з вуглецем (що спеціально додається в шихту або з вуглецем карбиду титану) утворює карбід молібдену Mo_2C і після спікання при температурі $1100\text{ }^\circ C$ на рентгенограмах є присутніми тільки слабкі лінії молібдену, а після спікання при $1200\text{ }^\circ C$ вони не виявляються.

Відповідно до цього зменшується вміст вільного вуглецю для цих сплавів (рис. 3, 3). Після спікання при температурі $1300\text{ }^\circ C$ на рентгенограмі зникають і лінії карбиду молібдену внаслідок його розчинення в карбіді титану і в нікелевій зв'язці. Аналогічну зміну фазового складу спостерігали і для сплавів $TiC - Ni - Mo_2C$, тільки лінії Mo_2C на рентгенограмі зникали після спікання при температурі $1250\text{ }^\circ C$, а кількість вільного вуглецю різко зменшувалася при $1050 - 1100\text{ }^\circ C$ (рис. 3, 2).

Про більш прискорене розчинення карбиду молібдену в карбіді титану в сплавах $TiC - Ni - Mo_2C$ можна судити з характеру залежностей, приведених на рис. 4. Видно, що період ґратки карбиду титану для цих сплавів різко зменшується після спікання при температурі $1200\text{ }^\circ C$, а для сплавів $TiC - Ni - Mo$ він зменшується при дещо більш високих температурах. Отже, результати рентгенофазового аналізу згідно роботи [11] і дані по зміні періоду ґрати TiC (рис. 4) практично узгоджуються один з одним.

Розчинення TiC і $Mo (Mo_2C)$ в нікелевій зв'язці починається при температурах $800 - 900\text{ }^\circ C$ і суттєво зростає при $1000\text{ }^\circ C$. Період ґратки твердого розчину на основі нікелю після спікання при цих температурах різко зростає, і процес практично завершується при $1300\text{ }^\circ C$. Таким чином, розчинення $Mo (Mo_2C)$ і TiC в нікелі, а також розчинення $Mo (Mo_2C)$ в карбіді титану відбувається в основному при спіканні у твердій фазі.

На рис. 5 представлено характер розподілу елементів по перерізу карбідного зерна і прилеглої зв'язки. Видно, що центральна частина зерна

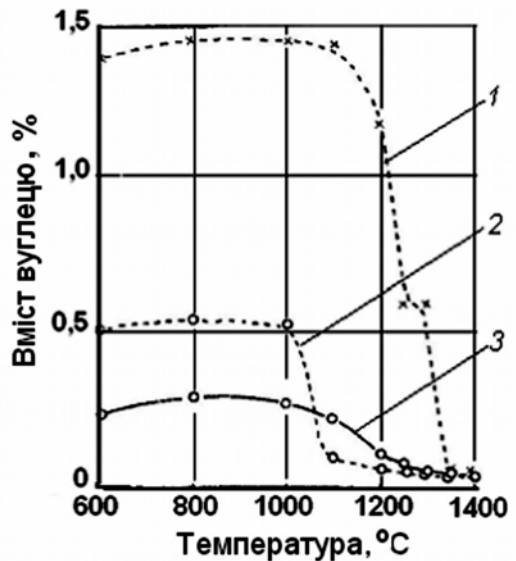


Рис. 3. Залежність вмісту вільного вуглецю в сплавах $TiC-Ni-Mo_2C - 1\% C$ (1), $TiC - Ni - Mo_2C$ (2) і $TiC - Ni - Mo$ (3) від температури спікання [11].

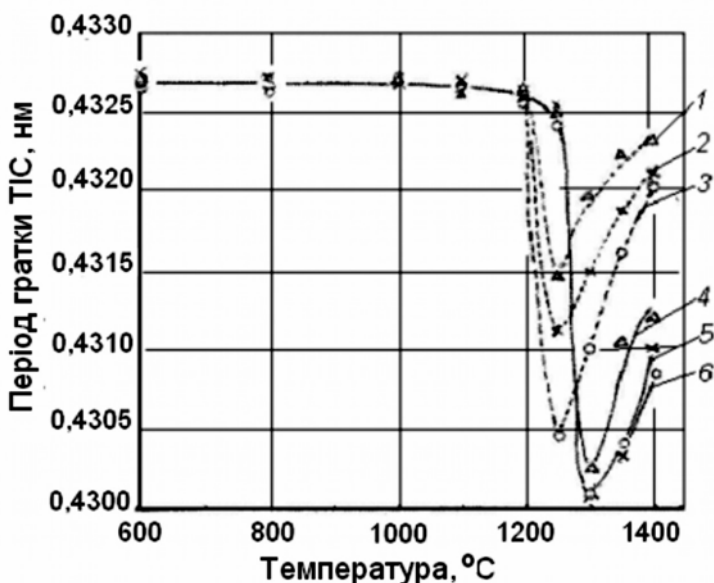


Рис. 4. Залежність періоду ґратки карбиду титану в сплавах $TiC-Ni-Mo_2C-(C)$ (1,2,3) і $TiC-Ni-Mo-(C)$ (4,5,6) з різним вмістом вуглецю від температури спікання [11]. 1, 4 – 1,0 % С; 2,5 – 0,5 % С; 3, 6 – 0 % С.

складається з чистого ТіС, в оболонці міститься значна частка молібдену, і вона є перехідною зоною між центром зерна і металевою зв'язкою. Для “низьковуглецевого” сплаву вміст титану і молібдену в нікелевій зв'язці в два і більше рази перевищує аналогічні значення для “високовуглецевого” сплаву. При цьому в роботі [11] підкреслюється, що при введенні в шихту 1 % вуглецю збагачена молібденом зона (оболонка) наближується до серцевини зерна ТіС і розчинність карбиду в нікелевій зв'язці знижується.

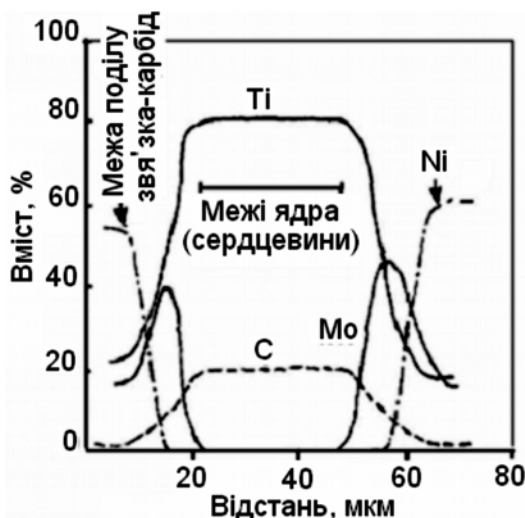


Рис. 5. Розподіл елементів по перетину зерна TiC у сплаві $TiC-30\% Mo_2C-40\% Ni$, спеченому при $1350\text{ }^{\circ}C$ 30 хв.

Н. Suzuki та ін. [12] відмічають два-три етапи формування “кільцевої” або “окружної” структури (S.S. – surrounding structure) сплавів $TiC - Ni - Mo_2C$, які визначаються складом сплаву, температурою і часом витримки при спіканні, способом спікання тощо. Наприклад, для сплавів з порівняно високим вмістом Mo_2C і нікелю, спечених звичайним способом, спостерігали три етапи: перший – осадження твердого розчину $Mo_2C - 25\% TiC$ на поверхні зерен TiC ; другий – розчинення-осадження зерен TiC і “окружної структури” (оболонки); третій – осадження в процесі охолодження з розплавленої

металевої зв'язки. На їх думку, оболонка складається з двох або трьох шарів різної товщини і складу. Наочно це демонструють характером розподілу елементів по перерізу карбідного зерна (рис. 6).

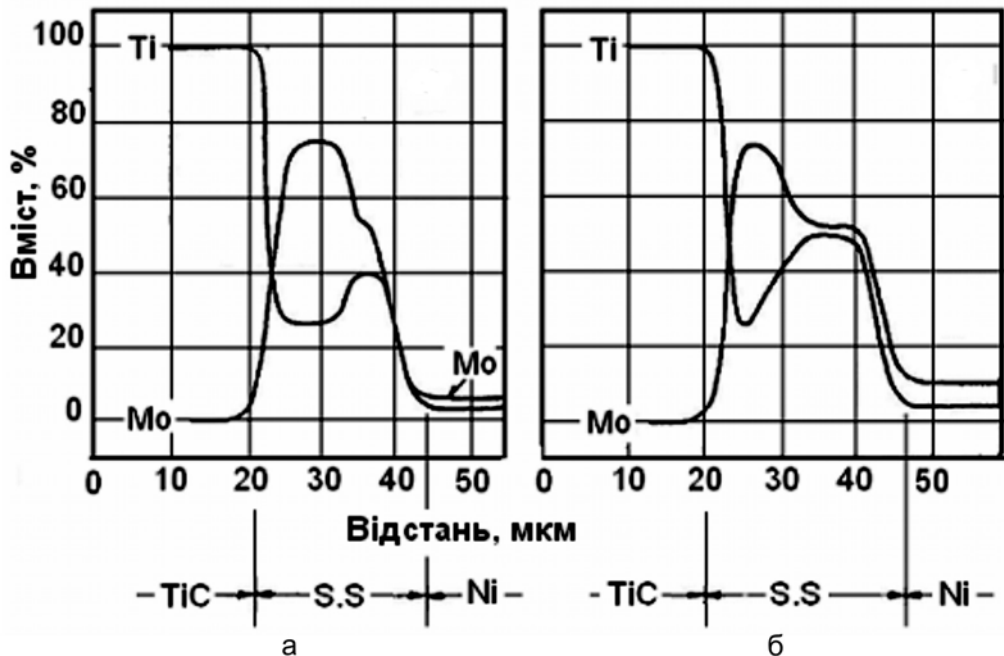
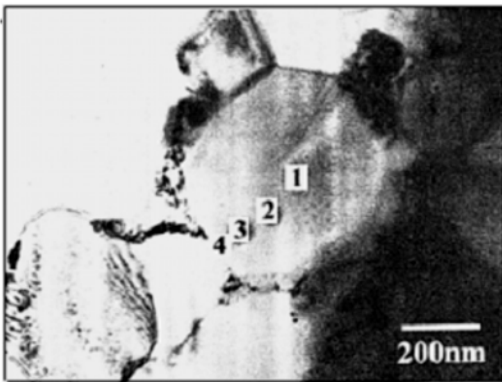


Рис. 6. Зміна концентрації титану і молібдену по перетину карбідного зерна в сплавах TiC – 30 % Mo₂C – 40 % Ni, спечених при 1300 °C впродовж 4 год (а) і при 1350 °C впродовж 9 год (б) [12]. TiC – ядро (серцевина); S.S. – окружна (кільцева) структура (оболонка); Ni – зв'язка.

Видно, що товщина оболонки за тривалої ізотермічної витримки при 1300 °C значна. Ближче до серцевини зерна в ній міститься багато молібдену. По мірі віддалення від серцевини зерна кількість молібдену в оболонці знижується, а кількість титану дещо зростає, і це складає як би другий шар. У разі спікання при температурі 1350 °C і витримці 9 годин товщина оболонки збільшилася, причому більшою мірою за рахунок другого зовнішнього шару, в якому змінилося співвідношення титану і молібдену.

В роботі [13] розглядають можливість зникнення TiC – серцевини зерна в сплавах TiC – Ni – Mo в результаті дифузійних процесів між TiC і (Ti, Mo)C при більш високих температурах. А в [14] при виготовленні ультратонких “керметів” TiC – Ni – Mo виявили, що в процесі високоенергетичного помолу в планетарному млині шихти, що складається з титану, нікелю, молібдену і графіту, синтезуються гомогенні композиції (Ti, Mo)C-Ni, при спіканні яких, на відміну від звичайних сплавів TiC – Ni – Mo, формуються однорідні зерна твердої фази розміром близько 500 нм. Вони є складним карбідом (Ti, Mo)C і не мають кільцевої структури – концентрація титану і молібдену практично не міняється по усьому перерізу зерна (рис. 7).

На формування структури сплавів TiC – Ni – Mo мають вплив добавки, що вводяться в них. Так, D. Moskowitz із співавторами [15]



Елемент	Вміст в точках, %			
	1	2	3	4
Ti	67	68	68	66
Mo	33	32	32	34

Рис. 7. Вміст елементів по перетину зерна (Ti, Mo)C [14].

досліджували вплив добавок карбіду ванадію VC, нітриду титана TiN і алюмінію. Сплави отримували змішуванням з одночасним помолом шихти в кульових млинах в середовищі ацетону впродовж 96 годин з використанням куль із сплавів на основі карбіду титану. З отриманої шихти пресували зразки і заздалегідь спікали їх в середовищі осушеного водню або суміші 90 % N₂+10 % H₂ при температурі 670 °С, а потім у вакуумі при температурі 1370 °С протягом 1 год. Встановлено, що в процесі спікання добавки VC і TiN розчиняються в твердому розчині на основі карбіду титану і тим самим сприяють зміцненню карбідної складової. Завдяки цьому підвищується межа міцності на стискування сплавів і їх опір деформації при підвищених температурах.

У роботі [16] відзначається, що в процесі рідкофазного спікання при 1400 °С сплавів TiC – Ni з добавками карбідів молібдену Mo₂C і вольфраму WC зростання зерна карбідної фази гальмується, добавки TaC не роблять істотного впливу, а добавки ZrC і Cr₃C₂, навпаки, сприяють зростанню зерен карбідної фази. У [17] показано, що добавки молібдену в сплави TiC – Ni (Co) сприяють формуванню кільцевої структури, поліпшенню змочуваності твердої складової розплавом зв'язки і зменшенню розміру зерен. Добавки карбідів WC і Cr₃C₂ роблять менший вплив на ці процеси.

Таким чином показано, що фазовий склад і структуру безвольфрамових твердих сплавів можна цілеспрямовано змінювати легуванням металевої зв'язки, а карбідної складової добавками карбідів перехідних металів.

Література

1. Витрянюк В. К., Степанчук А.Н. Спеченные безвольфрамовые твердые сплавы. – Киев: ЗАО “Випол”, 2011.– 248 с.
2. Степанчук А.Н., Билык И.И., Бойко П.А. Технология порошковой металлургии. – Киев: Вища шк., 1989. – 416 с.

3. Богомолов А.М., Дзодзиев Г.Т., Граков В.Е. Структурообразование в твердых сплавах типа ТН // Сб. трудов ВНИИТС “Исследование свойств твердых сплавов и вопросы их применения”. – М.: Металлургия. – 1989. – С. 10 – 17.
4. Пилянкевич А.Н., Шаповал Т.А., Витрянюк В.К. Электронномикроскопическое исследование поверхности излома твердых сплавов на основе карбида титана // Порошковая металлургия. – 1978. – № 8. – С. 49 – 53.
5. Пилянкевич А.Н., Шаповал Т.А., Дзодзиев Г.Т., Падерно В.Н. Взаимосвязь структуры и свойств твердых сплавов на основе карбида титана / // Порошковая металлургия. – 1979. – № 10. – С. 73 – 79.
6. Лошак М.Г., Пилянкевич А.Н., Шаповал Т.А. О связи между механическими характеристиками и микроструктурой твердых сплавов системы TiC – Ni – Mo // Сверхтвердые материалы. – 1985. – № 2. – С. 23 – 26.
7. Самсонов Г.В., Витрянюк В.К., Равская Н.С. Физико-механические свойства и перспективы применения безвольфрамовых твердых сплавов // Сб. “Технология изготовления изделий из твердосплавных смесей в условиях мелкосерийного производства”. – Киев: Наук. думка, 1973. – С. 60 – 64.
8. Витрянюк В.К., Дзодзиев Г.Т. Металлокерамические твердые сплавы на основе карбида титана // Сб. “Строение, свойства и применение металлов”. – М.: Наука, 1974. – С. 205 – 208.
9. The Effect of Carbon Content on Mechanical Properties of TiC–8Mo₂C–15Ni Cermet / K. Nishigaki, T. Ohnishi, T. Shiokawa, H. Doi // Mod. Devel. Powder Met. – 1974. – 8. – P. 627 – 643.
10. Exner H.E. Physical and chemical nature of cemented carbides (review) // Intern. Metals Reviews. – 1979. – N 4. – P. 149 – 173 // Сб. науч. трудов “Современные спеченные твердые сплавы”. – К.: ИСМ НАНУ, 2008. – С. 147 – 182.
11. Yamaya S., Sadahiro T. Effects of Carbon Content on the Structure of Intermediate Phase in TiC–Ni–Mo alloys // J. Jap. Soc. Powder and Powder Met. – 1969. – 16, N 4. – P. 190 – 195.
12. Suzuki H., Hayashi K., Terada O. Mechanisms of Surrounding Structure Formation in Sintered TiC – Mo₂C – Ni Alloy // J. Jap. Inst. Metals. – 1971. – 35, N 9. – P. 936 – 942.
13. Yanaba Y., Takahashi T., Hayashi K.A. Consideration on TiC–Core/(Ti, Mo)C–Rim Structure of TiC–Mo₂C–Ni Cermet in Relation to Hypothesis “Exhaustion of Diffusion–Contributable Atomic Vacancies in Core/Rim Structure” // J. Jap. Soc. Powder Metal. – 2004. – 51, N 5. – P. 374 – 384.
14. Mechanochemical synthesis of nanocomposite powder for ultrafine (Ti, Mo)C–Ni cermet without core–rim structure / Young Kwan Kim, Jae–Hyeok Shim, Young Whan Cho // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2004. – 22, N 4–5. – P. 193 – 196.
15. Moskowitz D., Humenik M. Cemented TiC base tools with improved deformation resistance // Mod. Devel. Powder Met. – 1981. – 14. – P. 307 – 320. – Ref. v: Metallurgiya: RZh. – 1984. – 1E211.
16. Shin Soon–Gi, Lee Jun–Hee. Effect of carbide additions on grain growth in TiC–Ni cermets // Metals and Mater. Int. – 2006. – 12, N 1. – P. 57–62. – Ref. v: Metallurgiya: RZh. – 08.12. – 15E.195.
17. Wang Xingqin, He Xiaoxiang. Влияние состава на микроструктуру и механические свойства металлокерамики на основе TiC // Shanghai jinshu/Shanghai Metals. – 2008. – 30, № 5. – С. 39–43. – Реф. в: Металлургия: РЖ. – 10.05. – 15E.79.

References

1. Vitryanyuk V.K., Spechennyye bezvolframovyye tverdyye splavy / V.K. Vitryanyuk, A.N. Stepanchuk – Kiev: SAO “Vipol”, 2011. – 28s.
2. Stepanchuk A.N. Tekhnologiya poroshkovoy metallurgii / A.N. Stepanchuk. I.I. Bilyk. P.A. Boyko – K.: Vishcha shkola, 1989. – 16 s.
3. Strukturnoobrasovanie v tverdykh splavachtipa TN / A.N. Bogomolov, G.T. Dsodsiev, V.E. Grekov // Sbornik trudov VNIITS “Issledovanie svoystv tverdykh splavov i voprosy ich primeneniya”. – M.: Metallurgiya. – 1989. – S. 10 – 17.
4. Elektronmikroskopicheskoye issledovaniye poverkhnosti izloma tverdykh splavov na osnove karbida titana / A.N. Pilyankevich. T.A. Shapoval. V.K. Vitryanyuk i dr. // Poroshkovaya metallurgiya. – 1978. – N 8. – S. 49 – 53.
5. Vzaimosvyaz struktury i svoystv tverdykh splavov na osnove karbida titana / A.N. Pilyankevich. T.A. Shapoval. G.T. Dzodziyev. V.N. Paderno // Poroshkovaya metallurgiya. – 1979. – N 10. – S. 73 – 79.
6. O svyazi mezhdru mekhanicheskimi kharakteristikami i mikrostrukturnoy tverdykh splavov sistemy TiC–Ni–Mo / M.G. Loshak. A.N. Pilyankevich. T.A. Shapoval i dr. // Sverkh tverdyye materialy. – 1985. – N 2. – S. 23–26.
7. Fiziko-mekhanicheskiye svoystva i perspektivy primeneniya bezvolframovykh tverdykh splavov / G.V. Samsonov. V.K. Vitryanyuk. N.S. Ravskaya i dr. // Sb. “Tekhnologiya izgotovleniya izdeliy iz tverdospлавnykh smesey v usloviyakh melkoseriynogo proizvodstva”. – Kiev: Nauk. dumka, 1973. – S. 60–64.
8. Vitryanyuk V.K. Metallokeramicheskiye tverdyye splavy na osnove karbida titana / V.K. Vitryanyuk, G.T. Dzodziyev // Sb. “Stroyeniye. svoystva i primeneniye metallidov”. – M.: Nauka, 1974. – S. 205 – 208.
9. The Effect of Carbon Content on Mechanical Properties of TiC – 8Mo₂C – 15Ni Cermet / K. Nishigaki, T. Ohnishi, T. Shiokawa, H. Doi // Mod. Devel. Powder Met. – 1974. – 8. – P. 627 – 643.
10. Exner H.E. Physical and chemical nature of cemented carbides (review) // Intern. Metals Reviews. – 1979. – N 4. – P. 149 – 173 // Sb. nauch. trudov “Sovremennyye spechennyye tverdyye splavy”. – K.: ISM NANU, 2008. – S. 147 – 182.
11. Yamaya S., Sadahiro T. Effects of Carbon Content on the Structure of Intermediate Phase in TiC – Ni – Mo alloys // J. Jap. Soc. Powder and Powder Met. – 1969. – 16, N 4. – P. 190 – 195.
12. Suzuki H., Hayashi K., Terada O. Mechanisms of Surrounding Structure Formation in Sintered TiC – Mo₂C – Ni Alloy // J. Jap. Inst. Metals. – 1971. – 35, N 9. – P. 936 – 942.
13. Yanaba Y., Takahashi T., Hayashi K. A Consideration on TiC–Core/(Ti, Mo)C–Rim Structure of TiC – Mo₂C – Ni Cermet in Relation to Hypothesis “Exhaustion of Diffusion–Contributable Atomic Vacancies in Core/Rim Structure” // J. Jap. Soc. Powder Powder Metal. – 2004. – 51, N 5. – P. 374 – 384.
14. Mechanochemical synthesis of nanocomposite powder for ultrafine (Ti, Mo)C–Ni cermet without core–rim structure / Young Kwan Kim, Jae – Hyeok Shim, Young Whan Cho et al. // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2004. – 22, N 4 – 5. – P. 193 – 196.
15. Moskowit D., Humenik M. Cemented TiC base tools with improved deformation resistance // Mod. Devel. Powder Met. – 1981. – 14. – P. 307 – 320. – Ref. Metallurgiya: RZh. – 1984. – 1E211.

16. Shin Soon-Gi, Lee Jun-Hee. Effect of carbide additions on grain growth in TiC–Ni cermets // Metals and Mater. Int. – 2006. – 12, N 1. – P. 57 – 62. – Ref. v: Metallurgiya: RZh. – 08.12. – 15E.195.
17. Wang Xingqin, He Xiaoxiang. Влияние состава на микроструктуру и механические свойства металлокерамики на основе TiC // Shanghai jinshu/Shanghai Metals. – 2008. – 30, № 5. – С. 39–43.

Одержано 05.06.18

А. Н. Степанчук, В. К. Витрянюк

**Формирование фазового состава и микроструктуры
безвольфрамовых твердых сплавов с никель-молибденовой
связкой в процессе спекания**

Резюме

Рассмотрено влияние состава безвольфрамовых твердых сплавов на основе карбида титана с никелевой металлической связкой и условий их получения на их фазовый состав и структуру. Показано, что их можно изменять за счет легирования металлической связки молибденом а карбидную составляющую карбидами переходных металлов и, тем самым, изменять их эксплуатационные свойства.

A. N. Stepanchuk, V. K. Vitryanyuk

**Formation of the phase composition and microstructure of
Tungsten free hard alloys with nickel molybdenum binder in the
sintering process**

Summary

The influence of the composition of Tungsten free hard alloys on the basis of titanium carbide with a nickel metal bond and the conditions of their obtaining on their phase composition was and structure are considered. It is shown that they can be altered by doping the metal bond by molybdenum and carbide component with carbides of transition metal and, by that way changing their performance.