

Механические характеристики безвольфрамовых твердых сплавов (обзор)

М. Г. Лошак¹, Л. И. Александрова

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля, Киев, Украина

¹ Loshak@ism.kiev.ua

Рассмотрены безвольфрамовые твердые сплавы, изготавливаемые на основе карбида или карбонитрида титана с никель-молибденовой связкой, которые во многих случаях успешно заменяют вольфрамовые сплавы при резании металлов и сплавов. При условии правильного выбора состава и размера зерна карбонитридной составляющей прочность при изгибе этих сплавов достигает 1500 МПа, твердость – 90...91 HRA. Твердость и трещиностойкость при высоких температурах находятся на уровне вольфрамовых твердых сплавов.

Ключевые слова: безвольфрамовые твердые сплавы, состав, структура, прочность, твердость, трещиностойкость, температура испытаний.

Спеченные вольфрамовые твердые сплавы WC-Co благодаря уникальным физико-механическим характеристикам широко используются в качестве инструментального материала практически во всех отраслях промышленности: в горно-рудной, при резании металлов и неметаллов, деревообработывающей, в штампах и др.

В то же время в связи с дефицитом вольфрама и кобальта в конце 60- и начале 70-х годов 20-го века был разработан и внедрен в серийное производство ряд безвольфрамовых твердых сплавов (БВТС) на основе карбида и карбонитрида титана с никель-молибденовой связкой. Несмотря на то что инструменты из этих сплавов начали широко внедряться в основном в металлообрабатывающие отрасли, дальнейшее их применение сдерживается в первую очередь высокой степенью нестабильности свойств изделий из них. Решению этого вопроса может способствовать более глубокое изучение связи структуры безвольфрамовых твердых сплавов с их механическими характеристиками, что будет использовано при создании и усовершенствовании технологических приемов их производства.

В настоящем обзоре представлены материалы, характеризующие такую взаимосвязь для основных марок безвольфрамовых твердых сплавов, изготавливаемых в Украине и России.

Предварительный выбор безвольфрамовых твердых сплавов для использования при изготовлении того или иного вида инструмента осуществляется по известным для них физико-механическим и электромагнитным свойствам. В частности, по механическим свойствам определяется возможность их применения при различных условиях резания или обработке давлением. Теплофизические характеристики отвечают за сопротивление сплава термоциклическим нагрузкам и способность к пайке. Приведенные в табл. 1 и 2 работы [1] характеристики основных марок безвольфрамовых сплавов свидетельствуют о том, что относительно низкая теплопроводность определяет специ-

фику пайки при креплении резцовых изделий к стальной державке; высокий коэффициент линейного расширения позволяет использовать их для изготовления калибров, применяемых при измерении геометрических размеров стальных деталей.

Т а б л и ц а 1

Физические свойства безвольфрамовых твердых сплавов

Марка сплава	Плотность ρ , г/см ³	Теплопроводность λ , Вт/(м·К)	Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$, К ⁻¹ (293...673 К)
КНТ 16	5,7...5,9	12,6...21,0	8,5...9,0
ТН 20	5,4...5,6	8,4...14,7	8,5...9,0
ТМ 3	6,1...6,3	4,2...12,6	7,5...8,0

Т а б л и ц а 2

Механические свойства безвольфрамовых твердых сплавов

Марка сплава	Твердость HRA	Предел прочности при изгибе R_{bm} , МПа	Модуль упругости E , ГПа	Долговечность при циклическом ударном нагружении $N \cdot 10^5$, цикл
КНТ 16	88...91	980...1910	421...431	0,20...1,50
ТН 20	88...91	830...1370	411...431	0,05...0,30
ТМ 3	89...90	1270...1470	392...402	0,20...0,50

Механические характеристики БВТС несколько ниже вольфрамовых и титановольфрамовых сплавов. Однако предел прочности при изгибе R_{bm} отдельных партий сплава марки КНТ16 может быть более высоким по сравнению с таковым сплава марки Т15К6. В зависимости от температуры испытаний эта величина сначала уменьшается с ростом температуры до 873 К, затем при повышении температуры до 1073 К увеличивается [1]. Безвольфрамовые твердые сплавы характеризуются относительно большим разбросом значений механических характеристик, что, по всей видимости, обусловлено неравномерной структурой образцов при изготовлении.

С помощью просвечивающей электронной микроскопии в работах [2–4] было показано, что структура сплава марки ТН20, полученного по одной и той же технологии, очень разная. Этот сплав имеет также различные прочностные характеристики. В частности, величина R_{bm} для отдельных партий сплава достигает 1400...1600 МПа [3]. В работах [5, 6] было установлено, что форма зерен изменяется от круглой к остроугольной при введении в безвольфрамовые сплавы карбидов Va группы. Одновременно для одной марки сплава изменяется толщина “кольца” вокруг ядра зерна [3, 4]. Размер зерна карбидной фазы и толщина кольца будут уменьшаться с увеличением содержания в сплавах углерода. Поэтому их механические характеристики определяются вкладом всех структурных составляющих.

Отличительной особенностью безвольфрамовых твердых сплавов является зависимость их физико-механических свойств от состава и способа получения исходного карбида титана, так как от этих параметров зависят состав и свойства твердого раствора $(Ti, Mo)C_{1-x}$. В то же время свойства сплавов различных партий могут оставаться постоянными при неодинаковых параметрах структуры. В частности, практически нет однозначного влияния толщины кольца карбидных зерен и количества фазы $(Ti, Mo)C_{1-x}$ на формирование прочностных характеристик материала.

Широкое исследование взаимосвязи между структурой и свойствами безвольфрамовых твердых сплавов на примере сплава ТН20 выполнено в [3, 7].

Структура сплавов на основе карбида титана с никель-молибденовой связкой состоит из трех фаз: первая – карбид титана; вторая – оболочка твердого раствора $(Ti, Mo)C$ и третья – связка, которая располагается в основном в местах стыка зерен (рис. 1).

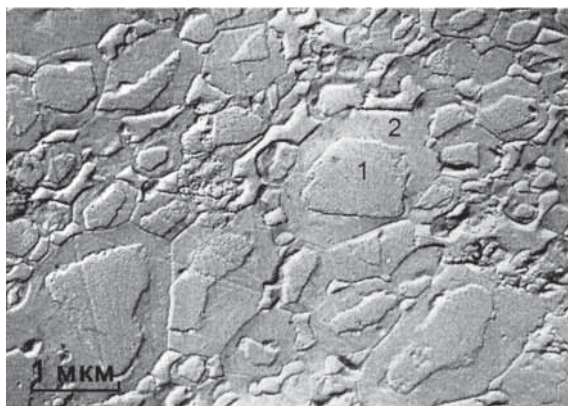


Рис. 1. Микроструктура сплава ТН20, полученная на микроскопе УЭМВ-100К (шлиф травлен): 1 – карбид титана; 2 – твердый раствор $(Ti, Mo)C$; 3 – связка.

Сплавы с более однородной структурой и размером карбидного зерна порядка 1–2 мкм обладают повышенными прочностными характеристиками и разрушаются преимущественно по связующей фазе. У образцов, которые имеют низкую прочность (< 600 МПа), типичная для сплава ТН20 кольцевая структура наблюдается только на отдельных участках, при этом размер зерен разный и их распределение неравномерное, отмечаются скопления крупных и мелких зерен (рис. 2,а).

В этом случае разрушение происходит путем скола по срезкам карбидных зерен. В структуре образцов с прочностью при изгибе ~ 900 МПа также имеет место неравномерное распределение зерен, ширина оболочки твердого раствора $(Ti, Mo)C$ достигает значительных размеров (рис. 2,б). Разрушается преимущественно кольцо твердого раствора $(Ti, Mo)C$. Наиболее высокой прочностью обладают образцы со структурой, показанной на рис. 2,в. Размер прослойки твердого раствора в этих образцах намного меньший, чем в рассмотренных выше. Величина зерна TiC в среднем не превышает 2 мкм, зерна сохраняют угловатую форму. В изломе таких образцов наблюдается более равномерное распределение вязкой цементирующей фазы.

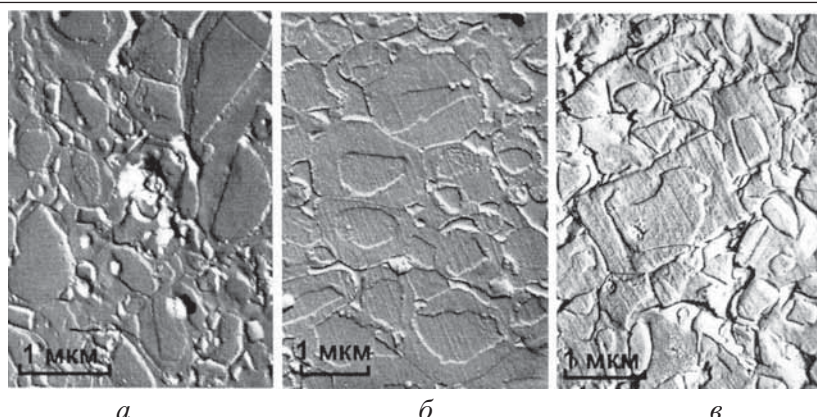


Рис. 2. Микроструктура образцов сплава ТН20 с прочностью при изгибе менее 600 (а), 900 (б) и 1600 МПа (в).

Учитывая, что ранее [8] для вольфрамовых твердых сплавов установлена связь между критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{1c} и параметрами микроструктуры, были проведены аналогичные исследования для безвольфрамовых сплавов. В частности, изучали связь между трещиностойкостью сплава ТН20, характеризующей его вязкость, и параметрами микроструктуры [9]. Одновременно определяли плотность и прочность при изгибе образцов размером $5 \times 5 \times 35$ мм из твердого сплава нескольких партий, спеченных по режимам, позволившим получить различную структуру. Затем на половинках образцов, испытанных на изгиб, на одной из граней выполняли шлифы для определения трещиностойкости методом вдавливания индентора. С этой целью образцы шлифовали по двум противоположным граням алмазным кругом зернистостью 125/100 на связке Б2-01 с охлаждением и полировали по одной грани алмазными микропорошками зернистостью 40/28, 10/7 и 3/2. Индентирование осуществляли на приборе ТП2 алмазной пирамидой Виккерса. Нагрузка на индентор составляла 100 Н. Диагонали отпечатка и длину трещин, образовавшихся у его вершины, измеряли с использованием оптического микроскопа. Коэффициент K_{1c} рассчитывали по формуле $K_{1c} = 0,075 P / C^{3/2}$, где P – нагрузка на индентор; $C = (2C_x + 2C_y) / 4$; $2C_x$, $2C_y$ – суммарная длина трещин и диагонали отпечатка по соответствующей оси.

На других половинках образцов после испытания на изгиб были выполнены шлифы для электронно-микроскопических исследований.

Структуру образцов исследовали* на просвечивающем электронном микроскопе УЭВМ-100К методом двухступенчатых пластикоугольных реплик, предварительно оттененных платиной. Устанавливали величину зерна карбидной составляющей и удельную поверхность каждой фазы. В качестве величины зерна принимали его диаметр (наибольший размер в плане). Удельную поверхность оценивали путем наложения сетки с заданным размером ячеек и подсчета их количества, приходящегося на ту или иную фазу. При этом форму и длину линии контакта TiC–(Ti, Mo)C не контролировали.

* Исследования выполнены Т. А. Шаповал.

Результаты исследований (табл. 3) показывают, что, несмотря на одинаковый состав и плотность, механические характеристики отдельных партий образцов твердого сплава ТН20 существенно различаются, главным образом, из-за разной микроструктуры.

Т а б л и ц а 3

Физико-механические характеристики различных партий сплава ТН 20

№ партии сплава	Плотность ρ , г/см ³	Коэрцитивная сила H_{CM} , кА/м	Твердость HV10, ГПа	Предел прочности при изгибе R_{bm} , МПа	Трещиностойкость K_{Ic} , МПа√м	Величина зерна карбидной фазы, мкм		
						средняя	минимальная	максимальная
1	5,69	4,0...5,5	14,50	1120	8,8 ± 0,2	2,0	0,5	4,0
2	5,63	2,2...3,2	14,30	1100	7,4 ± 0,4	3,8	2,0	8,0
3	5,65	2,3...2,6	14,42	1080	7,4 ± 0,4	4,2	2,0	10,0
4	5,67	5,0...6,5	14,70	1140	8,4 ± 0,3	1,0	–	5,0
5	5,60	2,3...3,5	15,16	680	7,6 ± 0,5	3,8	2,0	10,0
6	5,63	3,7...4,4	13,42	1050	10,3 ± 0,5	1,8	0,5	5,0
7	5,62	3,8...4,4	13,27	990	9,9 ± 0,4	1,9	0,5	5,0
8	5,66	2,2...2,6	14,96	1010	6,3 ± 0,5	4,0	2,0	8,0

Примечание. Ошибка в определении среднего значения при испытании на твердость не превышает 3%, при испытании на изгиб – 5%.

Измерение магнитной характеристики (H_{CM}) и средней величины зерна карбидной составляющей позволяет разделить исследуемые партии твердого сплава ТН20 на три группы. Первая группа (партия № 4) характеризуется малой величиной зерен карбидной фазы (более 50% зерен имеют размер 0,5...1,0 мкм). Коэрцитивная сила для таких образцов равна ≥ 5 кА/м. Для второй группы (партии № 1, 6, 7) свойственно более равномерное распределение размеров зерен при их среднем значении 1,8...2,0 мкм, при этом коэрцитивная сила составляет 3,7...5,5 кА/м. Третья группа (партии № 2, 3, 5, 8) имеет наиболее крупнозернистую структуру с образованием конгломератов. Коэрцитивная сила образцов этой группы равна 2,2...3,5 кА/м.

Как показывают электронно-микроскопические исследования (рис. 3), для третьей группы сплавов характерно значительное увеличение площади кольцевой оболочки из (Ti, Mo)C на зернах по сравнению с площадью их ядра, состоящего из TiC, тогда как для второй группы площади, занимаемые TiC и (Ti, Mo)C в карбидной фазе, примерно одинаковы (табл. 4). Характерно, что значения K_{Ic} для третьей группы сплавов гораздо ниже (на 20...60%), чем для второй.

Обычно мелкозернистые сплавы менее пластичны, чем средне- и крупнозернистые. Однако для партии сплава № 4 величина K_{Ic} занимает промежуточное положение между значениями для партий второй и третьей групп.

Т а б л и ц а 4

Относительная удельная поверхность фаз на шлифе, определенная методом стереологического анализа (%)

№ партии сплава	TiC	(Ti, Mo)C	Связка
1	38	48	14
3	18	72	10
4	30	59	11
6	42	46	12
8	13	75	12

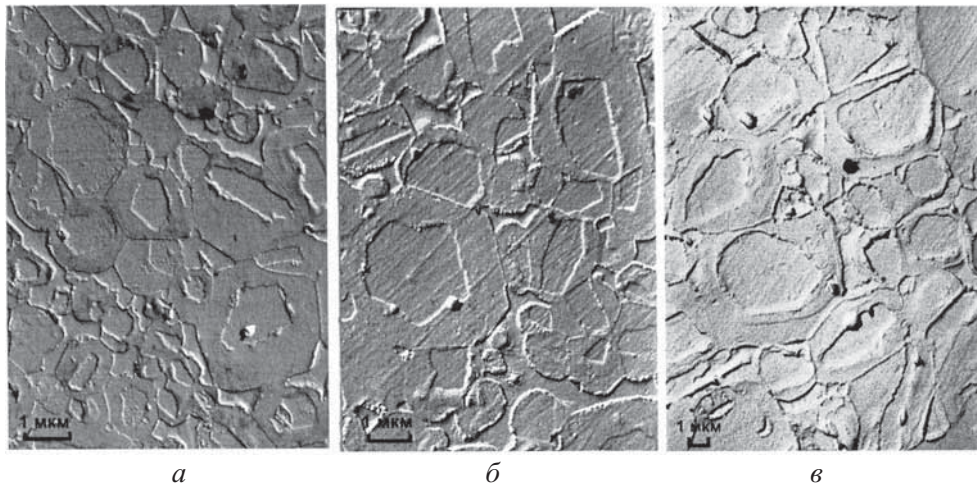


Рис. 3. Микроструктура образцов сплава ТН20: а, б, в – партии сплава ТН20 № 6, 8, 4 соответственно (табл. 3).

По-видимому, это объясняется большей (в два раза) долей удельной поверхности TiC по сравнению с третьей группой сплавов.

Таким образом, можно предположить, что увеличение объема (Ti, Mo)C в карбидной составляющей приводит к снижению трещиностойкости твердого сплава ТН20. Значения R_{bm} для второй и третьей групп примерно одинаковы. Исключение составляет партия сплава № 5, для которого предел прочности при изгибе на 30% ниже, чем для других партий. Следовательно, между прочностью при изгибе и трещиностойкостью отсутствует прямая связь в тех случаях, когда сопоставляются результаты испытаний различных партий сплава. Однако статистически можно показать, что внутри одной партии сплава более высокой прочностью при изгибе отдельных образцов соответствуют и большие значения K_{Ic} .

Несмотря на разброс данных, видно, что чем больше трещиностойкость сплава, тем меньше его твердость. Необходимо заметить, что для вольфрамовых твердых сплавов наблюдается линейная связь между твердостью и трещиностойкостью. Для безвольфрамовых сплавов также отмечается снижение твердости с повышением K_{Ic} . Зависимость между твердостью HV и суммарной длиной трещин у отпечатка для сплава ТН20 носит линейный

характер (рис. 4) при нагрузке 100 Н. Согласно этой зависимости сплавы, твердость которых ниже 13,0 ГПа, не должны иметь трещин у отпечатков. Действительно, у сплавов КНТ16 твердостью 12,68 ГПа и ТН25 твердостью 12,50 ГПа при нагрузке на индентор 100 Н трещины у отпечатков отсутствуют. На этих сплавах трещины у отпечатка пирамиды Виккерса отмечаются при нагрузке 150 Н.

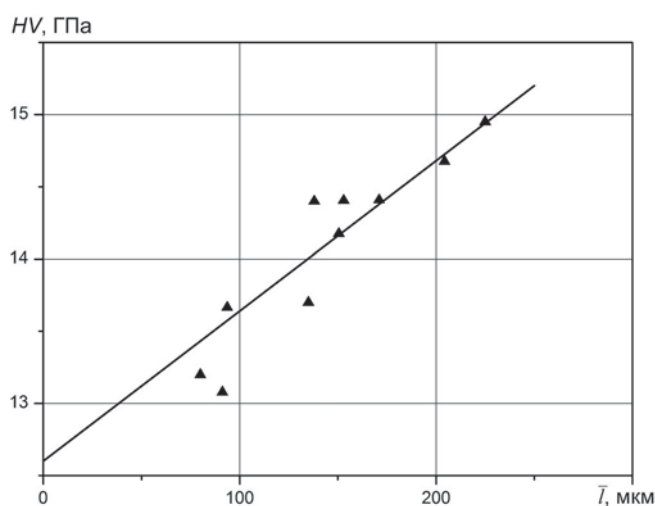


Рис. 4. Зависимость между суммарной длиной трещин у отпечатка и твердостью HV сплава ТН20.

Значения ударной вязкости безвольфрамовых твердых сплавов, определенные на ненадрезанных образцах, весьма низкие: $(1,0...1,2) \cdot 10^4$ и $(1,2...1,4) \cdot 10^4$ Дж/м² соответственно для сплавов ТН20 и КНТ16. В то же время ударная вязкость вольфрамового твердого сплава марки ВК6 составляет $(1,6...1,9) \cdot 10^4$ Дж/м².

При испытаниях на усталость твердого сплава КНТ16 при гармоническом нагружении сосредоточенным изгибом образцов размером $5 \times 5 \times 35$ мм установлено, что полученным результатам хорошо соответствует нормальный закон распределения логарифмов долговечности: на вероятностной бумаге, соответствующей этому закону, экспериментальные точки удовлетворительно ложатся на прямые линии (рис. 5). Это говорит о том, что различные факторы, такие как структура материала, дефекты структуры, состояние поверхностного слоя и т.п., в равной степени влияют на долговечность образцов.

На рис. 6 приведены кривые усталости сплава КНТ16. Видно, что циклическая прочность материала относительно высокая, и по этому показателю он незначительно уступает малокобальтовым сплавам вольфрамовой группы.

При оценке твердости безвольфрамовых сплавов в зависимости от температуры для каждой температуры испытаний на образце выполняли по пять отпечатков пирамидой Кнупа, диагонали которых измеряли с использованием оптического микроскопа при увеличении $\times 400$ в условиях комнатной температуры [10].

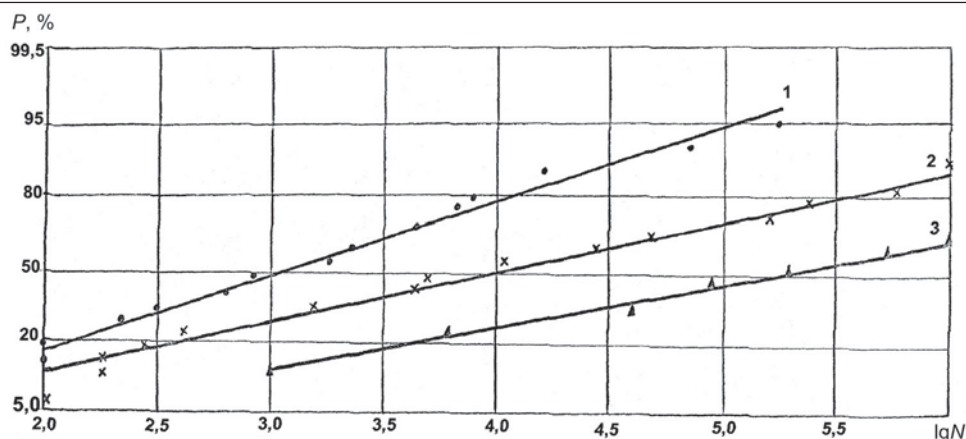


Рис. 5. Результаты испытаний на долговечность образцов из твердого сплава КНТ16, нанесенные на вероятностную бумагу, соответствующую нормальному закону распределения логарифмов долговечности при максимальном напряжении цикла: 1 – $\sigma = 1230$ МПа; 2 – $\sigma = 1150$ МПа; 3 – $\sigma = 920$ МПа.

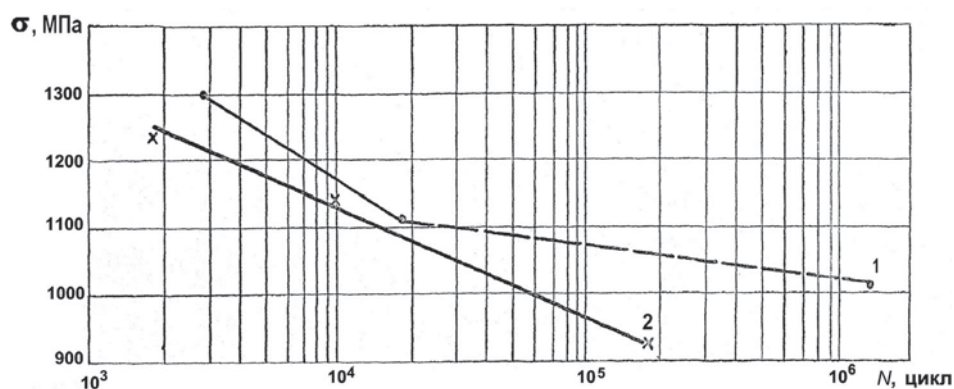


Рис. 6. Кривые усталости образцов при гармоническом нагружении твердых сплавов ВК8 (1) и КНТ16 (2).

На рис. 7, который отражает результаты этих испытаний, приведены также данные [1] по высокотемпературной твердости. Видно, что для сплава ТН20 зависимости твердости от температуры имеют два участка: более пологий, когда скорость снижения твердости с повышением температуры ниже, и более крутой, когда скорость снижения твердости выше. Для сплава КНТ16 перегиб на кривой твердости, полученный в [1], незначительный, а в [10] он почти незаметен. В отличие от данных работы [1], полученные в [10] зависимости твердости сплавов КНТ16 и ТН20 от температуры не пересекаются. Следовательно, во всем интервале температур значения твердости сплава ТН20 выше таковых сплава КНТ16. Зависимость критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} от температуры T для данных безвольфрамовых сплавов получена при испытаниях образцов с трещиной на изгиб в вакуумной камере (рис. 8).

С повышением температуры испытаний примерно до 800 К трещиностойкость K_{1c} обоих сплавов практически не изменяется, при дальнейшем ее

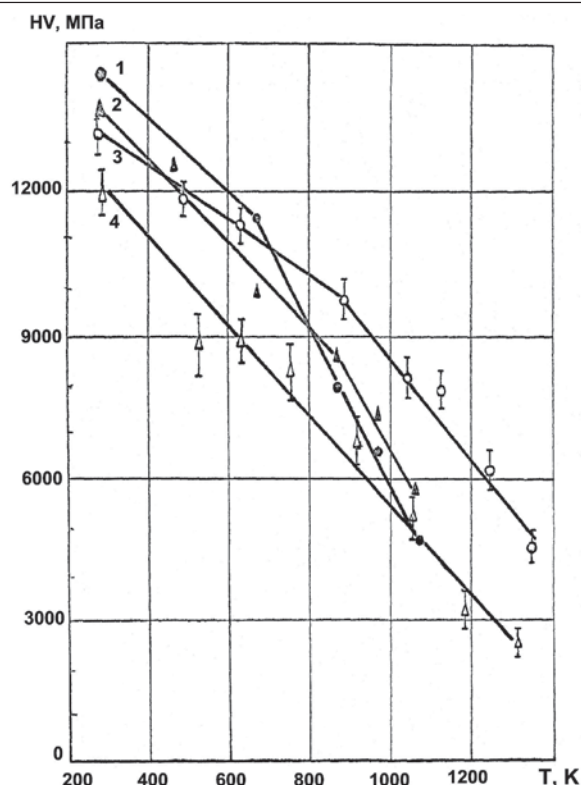


Рис. 7. Зависимость твердости безвольфрамовых твердых сплавов ТН20 (1, 3) и КНТ16 (2, 4) от температуры нагрева. (Кривые 1, 2 построены по данным [1].)

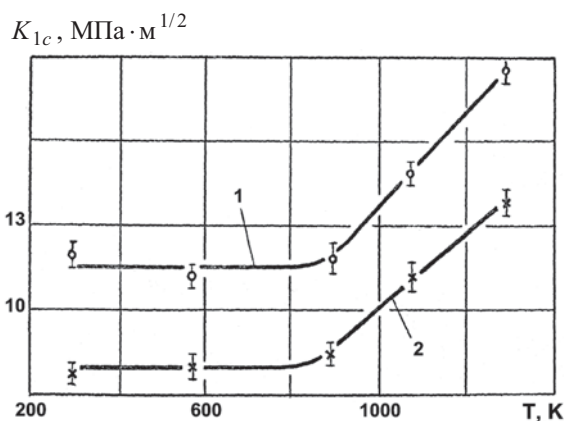


Рис. 8. Зависимость трещиностойкости K_{1c} безвольфрамовых твердых сплавов КНТ16 (1) и ТН20 (2) от температуры T нагрева.

повышении наблюдается рост трещиностойкости. Твердый сплав КНТ16 во всем интервале температур нагрева остается более вязким, чем сплав ТН20. Поскольку перегиб на кривой $K_{1c} = f(T)$ отмечается при температуре 800...900 К, т.е. при такой же температуре имеет место перегиб на кривой зависимости твердости от температуры, можно предположить, что в этом интервале температур происходит изменение энергетического источника дислокационного механизма деформирования сплавов. Если при нагреве до темпера-

туры 800 К перемещение и рост дислокаций происходят больше за счет силового воздействия, то при нагреве выше 800 К более значимой становится тепловая активация дислокаций.

Выводы

1. Разброс значений механических характеристик БВТС обусловлен неравномерной структурой образцов, формирующейся при их изготовлении. В то же время пока нет однозначных ответов на вопрос, как и в какой степени отдельные элементы структуры влияют на прочность и ударную вязкость сплавов.

2. Уровень значений механических характеристик БВТС несколько ниже, чем вольфрамовых и титановольфрамовых, что, однако, вполне достаточно для нормальной работы режущего инструмента. Это обеспечивается высокими показателями твердости как при нормальных, так и высоких температурах.

3. Для сплава ТН20 наиболее высокую прочность имеют образцы с размером зерна TiC в среднем не больше 2 мкм, с небольшой прослойкой твердого раствора (Ti, Mo)C_{1-x} и равномерным распределением связующей фазы.

Резюме

Розглянуто безвольфрамові тверді сплави, що виготовляються на основі карбіду або карбонітриду титану з нікель-молібденовою зв'язкою. Ці сплави у більшості з успіхом замінюють вольфрамові тверді сплави при різанні металів і сплавів. За умови правильного вибору складу та розміру зерна карбонітридної складової міцність при згині цих сплавів сягає 1500 МПа, твердість – 90...91 НРА. Твердість та тріщиностійкість за високих температур відповідають рівню вольфрамових твердих сплавів.

1. Туманов В. Н., Очкасов В. Ф. Физико-механические свойства безвольфрамовых твердых сплавов // Твердые сплавы: Науч. тр. ВНИИТС, № 22. – М.: Металлургия, 1981. – С. 14 – 18.
2. Пилянкевич А. Н., Шаповал Т. А., Падерно В. Н. и др. Электронно-микроскопическое исследование поверхности излома твердых сплавов на основе титана // Порошк. металлургия. – 1978. – № 8. – С. 49 – 53.
3. Пилянкевич А. Н., Шаповал Т. А., Падерно В. Н. и др. Изучение влияния структуры на характеристики TiC–Ni–Mo твердых сплавов // Материалы VII Междунар. конф. по порошковой металлургии. – Дрезден, 1981. – Т. 3. – С. 17 – 31.
4. Дзодзиев Г. Т., Кальков А. А., Дубровский А. А. и др. Новые марки безвольфрамовых твердых сплавов TiC–Ni–Mo для фрезерования чугунов и сталей // Порошк. металлургия. – 1983. – № 4. – С. 87 – 90.
5. Fister D. and Kiffer R. Über TiC – Basis Hartmetalle mit unterstöchiometrischen Kohlenstoffgehalt der Karbidphase // Planseeber. Pulvermetallurg. – 1974. – В22. – Р. 175 – 187.

6. *Warren R.* Effects of the carbide composition on the microstructure of cemented binary-carbides // *Ibid.* – 1972. – **B20**. – P. 299 – 317.
7. *Пилянкевич А. Н., Шаповал Т. А., Дзодзиев Г. Т., Падерно В. Н.* Взаимосвязь структуры и свойств твердых сплавов на основе карбида титана // *Порошк. металлургия.* – 1979. – № 10. – С. 73 – 78.
8. *Лошак М. Г.* Прочность и долговечность твердых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1984. – 327 с.
9. *Лошак М. Г., Пилянкевич А. Н., Шаповал Т. А. и др.* О связи между механическими характеристиками и микроструктурой сплавов системы TiC–Ni–Mo // *Сверхтвердые материалы.* – 1985. – № 2. – С. 23 – 26.
10. *Loshak M., Konovalenko N., Shapoval T., and Dudkin M.* Fracture toughness of tungstenfree TiC- and (Ti)C, N-base hard alloys and its relation to the microstructure // *Mechanical Behaviour Materials (Proc. Fourth Int. Conf., Stockholm, 15–19 Aug., 1983).* – 1983. – **2**. – P. 865 – 871.

Поступила 17. 11. 2010