

PACS: 81.20.Ev, 81.40.Vw, 81.70.-q

А.В. Лаптев, А.И. Толочин, И.Ю. Окунь

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА WC с 25 mass% Co

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина

Статья поступила в редакцию 22 мая 2012 года

Исследовано влияние температуры и давления прессования на плотность, структуру и механические свойства твердого сплава WC с 25 mass% Co. Порошковые заготовки уплотняли методом ударного горячего прессования в вакууме при температурах 1190–1370 °C при разном давлении от 320 до 1280 МПа. Установлено, что в области твердофазного спекания возможно получение практически беспористых образцов сплава WC–25 mass% Co. Обнаружено наличие оптимального давления прессования (640 МПа), при котором образцы обладали максимальным уровнем механических свойств.

Ключевые слова: ударное прессование, твердый сплав, механические свойства

Досліджено вплив температури й тиску пресування на густину, структуру й механічні властивості твердого сплаву WC з 25 mass% Co. Порошкові заготовки ущільнювали методом ударного гарячого пресування у вакуумі при температурах 1190–1370 °C при різному тиску від 320 до 1280 МПа. Встановлено, що в області твердофазного спікання можливе отримання практично безпористих зразків сплаву WC–25 mass% Co. Виявлено наявність оптимального тиску пресування (640 МПа), при якому зразки мають максимальний рівень механічних властивостей.

Ключові слова: ударне пресування, твердий сплав, механічні властивості

Введение

Высококобальтовые твердые сплавы WC–Co используются в качестве инструментальных материалов в наиболее тяжелых условиях эксплуатации, а именно при горячей штамповке труднодеформируемых тугоплавких металлов и жаропрочных сплавов, при холодной объемной штамповке изделий из шарикоподшипниковых сталей, при высадке метизов [1–3]. В связи с дефицитностью и дороговизной исходных компонентов таких сплавов и отсутствием достойной замены их другими материалами актуальны исследования

по изучению путей повышения качества данных сплавов. Одним из таких направлений является создание сплавов с определенной или заданной геометрической структурой. В частности, для повышения прочности и твердости при сохранении относительно высокой трещиностойкости требуется получение сплавов с более мелкими, равномерно распределенными и не контактирующими между собой карбидными частицами [4,5]. Такие требования могут быть в определенной степени выполнены при использовании метода ударного горячего прессования с высоким уровнем энергии, который позволяет получать практически плотные образцы при пониженных температурах [6,7].

Цель данной работы заключалась в исследовании возможности улучшения качества высококобальтового ударопрочного твердого сплава WC–25 mass% Co за счет сохранения мелкозернистой структуры при снижении температуры уплотнения порошковых заготовок.

Методика эксперимента

Для исследования была использована стандартная мелкозернистая твердосплавная смесь порошков карбида вольфрама и кобальта с содержанием последнего в количестве 25 mass% (37 vol.%). Размер частиц карбида вольфрама в исходной смеси составлял 0.7–1.0 μm . Из этой смеси при комнатной температуре прессовали брикеты в виде цилиндрических дисков, которые затем нагревали и уплотняли в вакууме не ниже 0.013 Pa. При уплотнении брикетов варьировали температуру уплотнения и энергию или максимальное давление прессования. Для температуры были выбраны уровни 1190, 1240, 1290, 1330 и 1370°C, для давления – 320, 640, 960 и 1280 МПа при длительности изотермической выдержки 10 min перед уплотнением. Консолидацию брикета проводили на установке ударного прессования, где время процесса уплотнения составляло $(1.75\text{--}2)\cdot 10^{-3}$ s (рис. 1). Для сравнения проводили также свободное спекание брикетов при таких же температурах, но с длительностью изотермической выдержки 20 min.

Прессованные и спеченные заготовки разрезали на прямоугольные штабики и определяли физико-механические свойства: плотность – гидростатическим методом; удельное электросопротивление – методом падения напряжения на образце и эталонном сопротивлении; предел прочности при изгибе и ударную вязкость – на образцах с размерами 5 × 5 × 35 mm с шириной между опорами 30 mm; трещиностойкость – на образцах с размерами 2.5 × 5 × 25 mm с расстоянием между опорами 20 mm, где трещину вводили электроискровым способом латунной проволокой диаметром 0.1 mm; твердость – пирамидой Виккерса при нагрузке 300 N. Микроструктуру и поверхность разрушения образцов изучали на сканирующем электронном микроскопе Superprob 733.

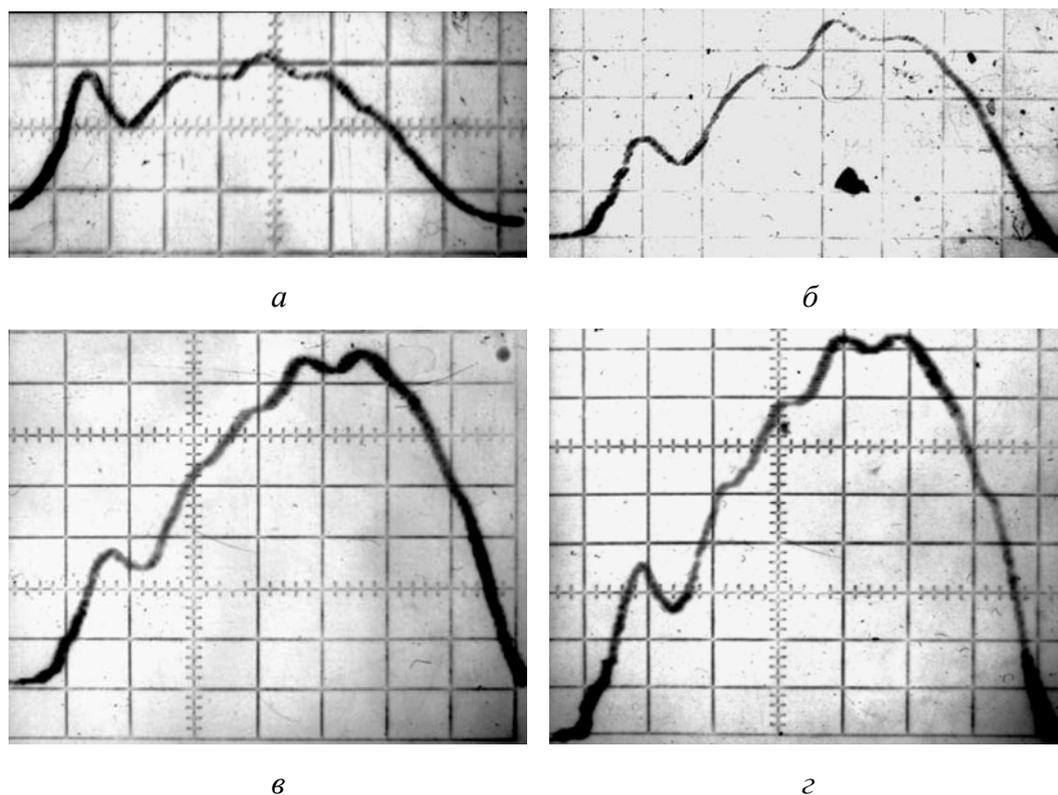


Рис. 1. Зависимость усилия от времени при ударном уплотнении с разной энергией порошковых брикетов твердого сплава WC–25 mass% Co: *а* – максимальное усилие 400 kN, *б* – 800 kN, *в* – 1200 kN, *г* – 1600 kN. Одно деление по оси ординат 200 kN, по оси абсцисс – $2.5 \cdot 10^{-4}$ s

Результаты исследований и их обсуждение

Одним из наиболее важных показателей качества материалов, полученных методами порошковой металлургии, является уровень остаточной пористости, поскольку эта характеристика оказывает отрицательное влияние практически на все свойства материала. Особенно «чувствительны» к пористости хрупкие материалы, к которым можно отнести даже твердые сплавы с высоким содержанием кобальта, такие как WC–25 mass% Co (BK25). Исследование уплотнения данного сплава нестандартным методом в широком интервале температур показало, что беспористые образцы можно получить либо при свободном спекании их при температуре 1370°C, т.е. в присутствии жидкой фазы, либо при уплотнении в твердой фазе, но с приложением высокого давления (рис. 2,*а*). Если рассматривать результаты уплотнения более детально, то из рис. 2,*а* следует, что в области температуры появления жидкой фазы (1290°C) и при короткой изотермической выдержке ударное прессование с давлением выше 960 МПа позволяет получить беспористый материал. При прессовании с давлением 640 и 320 МПа образцы имеют остаточную пористость соответственно 1 и 3%. Свободноспеченные образцы исследуемого твердого сплава при температуре 1290°C показали пористость на уровне 7.5%.

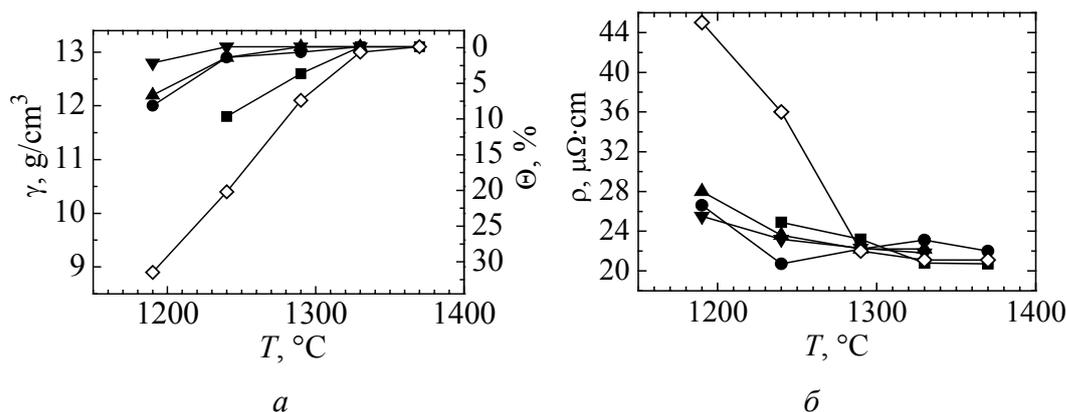


Рис. 2. Зависимость плотности (а) и удельного электросопротивления (б) твердого сплава WC–25 mass% Co от температуры, метода и давления уплотнения, МПа: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1290, ◇ – свободное спекание

При дальнейшем снижении температуры уплотнения происходит увеличение пористости композита WC–25 mass% Co. При этом образцы, подвергнутые прессованию давлением выше 640 МПа, имеют пористость около 2.5% при температуре уплотнения 1240°C и около 7% при температуре 1190°C, у спеченного же твердого сплава при этих температурах пористость на уровне 20 и 30% соответственно (рис. 2,а). Увеличение давления прессования твердого сплава позволяет снизить температуру уплотнения для получения практически беспористых образцов.

Из представленных на рис. 2,а зависимостей видно, что для обеспечения высокой плотности материала при консолидации его в твердой фазе необходимо прилагать к образцу давление не ниже 640 МПа.

Кроме определения плотности после уплотнения гетерофазных материалов в твердой фазе интерес вызывает также оценка качества межфазных и однофазных (карбидных) границ или же качество межчастичного взаимодействия. О качестве границ в первом приближении можно судить по величине удельного электросопротивления образцов. Уменьшение температуры уплотнения сплава WC–25 mass% Co с 1370 до 1190°C приводит к увеличению удельного электросопротивления с 21 до 27 μΩ·см (рис. 2,б). Это свидетельствует, вероятно, о некотором ухудшении качества межчастичных границ в образцах. Необходимо заметить, что повышение давления прессования на всем диапазоне температур практически не повлияло на величину удельного электросопротивления.

В отличие от электросопротивления горячепрессованных образцов, электросопротивление спеченных образцов резко возрастает с переходом в твердофазную область уплотнения, что объясняется увеличением пористости сплава и ухудшением качества границ. Обращает на себя внимание электросопротивление спеченных при 1290°C образцов, которые имеют пористость 7.5% и электросопротивление на уровне спрессованных беспористых образцов – 22 μΩ·см.

Данное явление, вероятно, можно объяснить тем, что спекание при указанной температуре обеспечивает образование достаточно качественных межфазных границ в материале, а также формирование более развитого каркаса из карбида вольфрама, обладающего большей электропроводностью, чем связка. Действительно, из анализа геометрических параметров структуры и, в частности, степени контакта карбидных частиц (смежности $C_{WC/WC}$) спеченных образцов следует, что при спекании в области температур 1290°C образцы обладают повышенной смежностью, т.е. более разветвленным или более жестким карбидным каркасом (табл. 1). Применение же давления при уплотнении образцов твердого сплава позволяет получать материал с более низкой смежностью карбидных частиц.

Таблица 1

Стереологические характеристики твердого сплава WC–25 mass% Co после уплотнения свободным спеканием и ударным прессованием с давлением 640 МПа при разных температурах

Параметр	Температура и способ уплотнения									
	1190°C		1240°C		1290°C		1330°C		1370°C	
	прессование	спекание	прессование	спекание	прессование	спекание	прессование	спекание	прессование	спекание
V_V^{WC}	0.603	0.610	0.616	0.619	0.627	0.632	0.626	0.646	0.631	
$L_{WC}, \mu m$	0.891	0.936	0.913	0.961	1.060	1.086	1.247	1.649	1.575	
$L_{Co}, \mu m$	0.639	0.650	0.627	0.642	0.704	0.688	0.836	0.986	1.035	
$C_{WC/WC}$	0.166	0.161	0.190	0.160	0.211	0.163	0.215	0.171	0.217	

Примечание. V_V^{WC} – объемная доля карбидной фазы, L_{WC} – длина средней хорды частиц карбида вольфрама, L_{Co} – средняя толщина кобальтовой прослойки, $C_{WC/WC}$ – степень контакта (смежность) карбидной фазы.

Исследование микроструктуры образцов сплава WC–25 mass% Co показало, что с ростом температуры их уплотнения (как при спекании, так и при ударном прессовании) происходит укрупнение карбидных частиц (табл. 1, рис. 3 и 4). Обращает на себя внимание тот факт, что укрупнение карбидных частиц в присутствии жидкой фазы более значительное (практически в два раза), чем в твердофазной области спекания. Структура исследуемого композита, полученного в твердой фазе, характеризуется неравномерностью распределения фаз, т.е. наличием скоплений карбидных частиц и связки (рис. 4,а,б). При наличии жидкой фазы во время спекания (1370°C) наблюдается ее перераспределение и образование структуры с относительно равномерным распределением карбидных частиц и кобальтовой связки (рис. 4,в).

При анализе влияния давления прессования на структуру образцов важно отметить, что неравномерное распределение компонентов в исходной порошковой смеси не удается исправить в случае твердофазного уплотнения даже при давлении 1280 МПа. Кроме того, изменение давления прессования

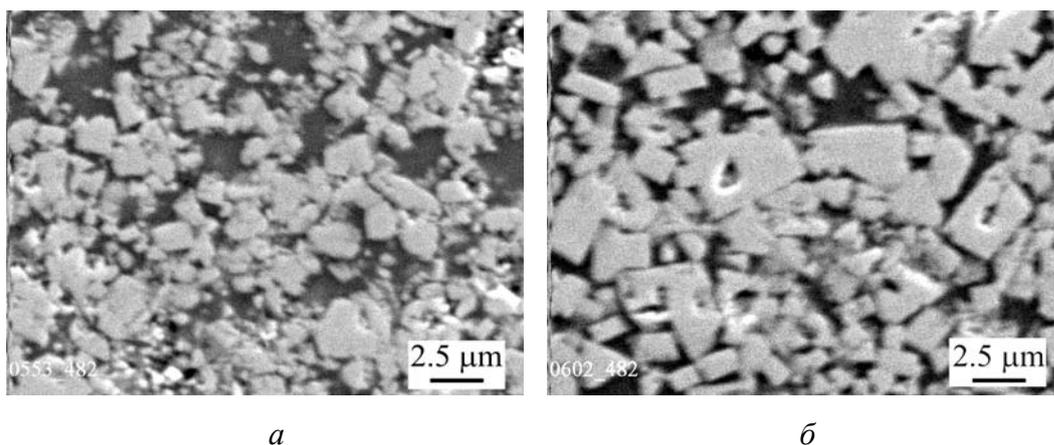


Рис. 3. Структура образцов сплава WC–25 mass% Co, уплотненного свободным спеканием при разных температурах T , °C: *a* – 1240, *б* – 1330

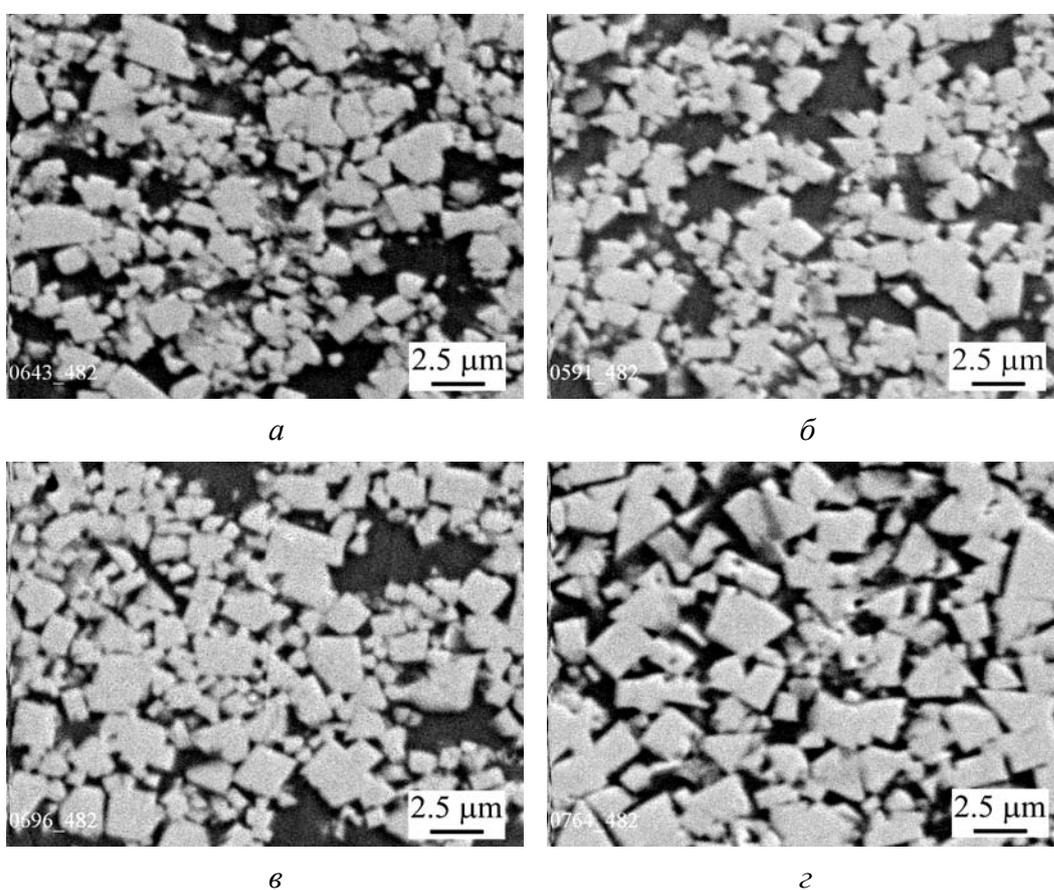


Рис. 4. Структура образцов сплава WC–25 mass% Co, уплотненного ударным прессованием с максимальным давлением 640 МПа при температурах T , °C: *a* – 1240, *б* – 1290, *в* – 1330, *г* – 1370

практически не оказывает влияния на размер карбидных частиц, т.е. не приводит к измельчению структуры (табл. 2, рис. 5). В то же время высокий уровень давления прессования твердосплавных образцов позволяет снизить

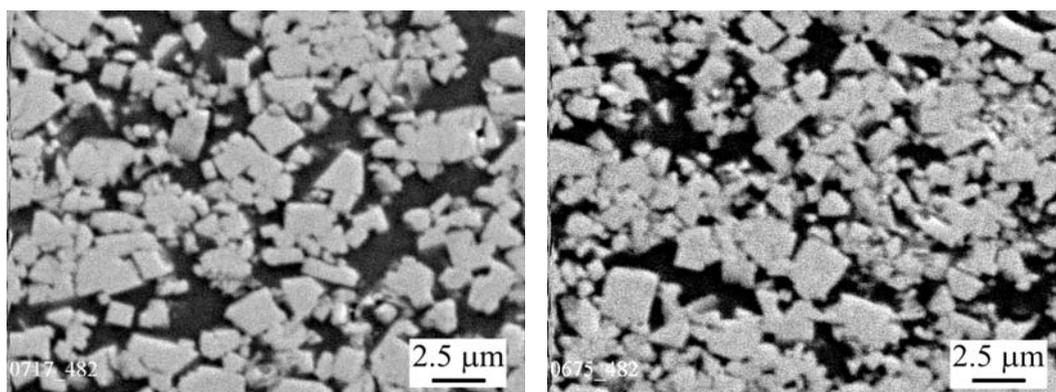
степень контакта карбидных частиц или смежность в композите. Необходимо также отметить, что заметное уменьшение смежности наблюдается при давлении прессования 640 МПа, а дальнейшее повышение давления уплотнения до 960 и 1280 МПа не оказывает влияния на изменение смежности в структуре материала.

Таблица 2

Стереологические характеристики твердого сплава WC–25 mass% Co, полученного при температуре 1290°C ударным прессованием с разным уровнем давления

Параметр	Давление прессования, МПа			
	320	640	960	1280
V_V^{WC}	0.602	0.611	0.639	0.647
$L_{WC}, \mu m$	0.972	0.961	0.986	0.950
$L_{Co}, \mu m$	0.705	0.664	0.602	0.651
$C_{WC/WC}$	0.183	0.161	0.154	0.153

Примечание. Обозначения как в табл. 1.



a

б

Рис. 5. Структура образцов сплава WC–25 mass% Co, уплотненного ударным прессованием с приложением давления 320 МПа (*a*) и 960 МПа (*б*) при температуре 1290°C

Изменения в структуре материала приводят и к изменению его механических свойств. Для материалов, работающих в условиях ударно-циклического нагружения, одним из основных критериев качества сплава является предел прочности при изгибе. Увеличение температуры уплотнения, которое сопровождается уменьшением пористости в образцах, приводит к росту прочности при изгибе независимо от способа уплотнения (рис. 6,*a*). Заметный вклад в повышение прочности образцов при изгибе, полученных прессованием в твердой фазе, оказывает уровень давления прессования. Увеличение максимального давления прессования приводит, как правило, к повышению прочности при изгибе (рис. 6,*a*).

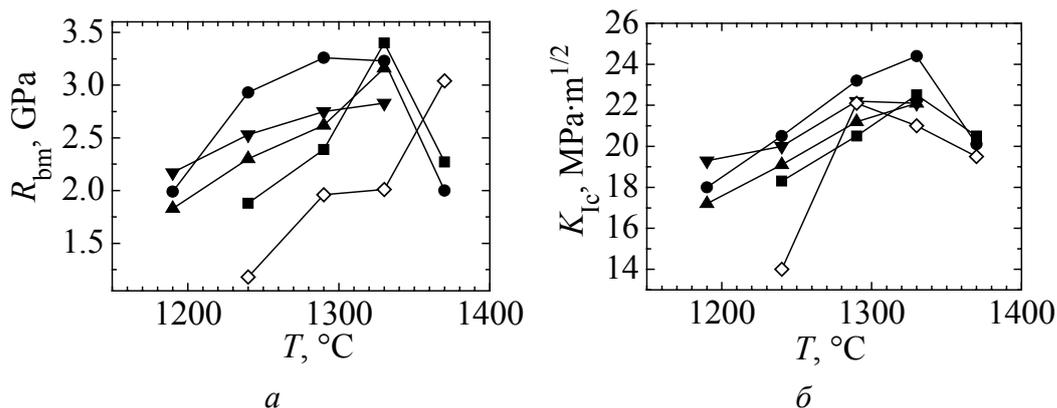


Рис. 6. Зависимость предела прочности при изгибе (а) и трещиностойкости (б) твердого сплава WC–25 mass% Co от температуры, способа уплотнения и давления P , МПа: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – свободное спекание

На образцах, полученных свободным спеканием, максимальное значение прочности при изгибе на уровне 3000 МПа достигается в случае спекания при температуре 1370 °С. При этом структура образцов наиболее равномерна и, по-видимому, без крупных дефектов. Снижение температуры спекания до 1330 °С привело и к уменьшению изгибной прочности образцов до уровня 2000 МПа, что, возможно, связано с повышенным уровнем пористости. Применение же давления при уплотнении позволяет получать образцы твердого сплава WC–25 mass% Co с высокой плотностью при пониженных температурах и, следовательно, с высокой прочностью (рис. 6,а).

Изменение уровня давления прессования также оказывает влияние на прочность при изгибе. Наиболее оптимальным оказалось давление прессования 640 МПа, при котором были получены образцы с прочностью 3250 МПа при температуре уплотнения 1290 °С и прочностью 2900 МПа при температуре 1240 °С.

Увеличение давления прессования при аналогичных температурах приводит к понижению прочности при изгибе. Учитывая, что смежность образцов, спрессованных при давлениях 960 и 1280 МПа, уменьшается незначительно по сравнению со смежностью образцов, спрессованных при давлении 640 МПа, можно предположить, что высокие давления (960 МПа и выше) способны наряду с их уплотнением вызывать появление дефектов в их структуре. В частности, в карбидном каркасе могут появляться микротрещины, которые приводят к падению прочности образцов (рис. 7). Однако при температуре 1330 °С, когда уже присутствует жидкая фаза, образцы, спрессованные при разном давлении (3100–3300 МПа), показывают близкие значения прочности при изгибе, кроме образцов, спрессованных при максимальном давлении 1280 МПа. Дальнейшее повышение температуры горячего прессования приводит к получению образцов с более низкой прочностью при изгибе, что может быть связано с вытеснением некоторого количества связки, т.е. с ростом объемной доли карбидной фазы (см. табл. 1), и увеличением степени контакта (смежности) карбидной фазы.

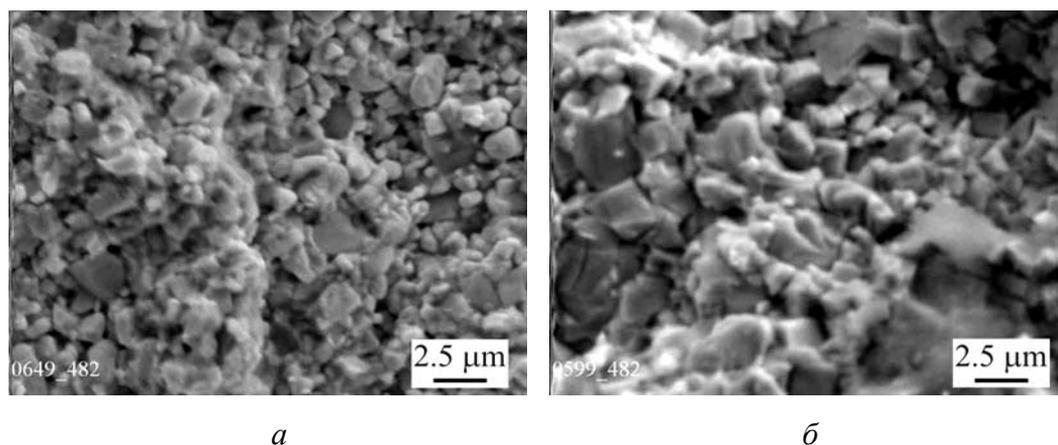


Рис. 7. Поверхность разрушения образцов сплава WC–25 mass% Co, уплотненного ударным прессованием с приложением давления 640 МПа при температурах T , °C: *a* – 1190, *б* – 1290

Другой важной механической характеристикой, особенно для хрупких материалов, является трещиностойкость. Как и в предыдущем случае, при повышении температуры ударного прессования происходит практически монотонный рост трещиностойкости, что связано с увеличением толщины кобальтовой прослойки вследствие роста карбидных частиц (см. рис. 6,б). С повышением давления уплотнения твердого сплава трещиностойкость образцов увеличивается независимо от температуры прессования. Но образцы, полученные при давлении прессования 640 МПа, имеют более высокие значения трещиностойкости по сравнению с образцами, спрессованными при других давлениях. Наибольший уровень трещиностойкости достигнут при уплотнении образцов в области температур 1290–1330°C независимо от способа уплотнения.

Несмотря на то, что при свободном спекании с повышением температуры уплотнения происходит увеличение толщины кобальтовой прослойки, трещиностойкость сплава снижается с появлением жидкой фазы. Этот факт пока трудно объяснить, но, возможно, он связан с тем, что с появлением жидкой фазы происходит образование в структуре разветвленного и более хрупкого карбидного каркаса. Кроме того, увеличение размера карбидных частиц приводит к росту вероятности их разрушения. По данным работы [8], карбидные частицы размером 1.5–2 μm способны транскристаллитно разрушаться из-за относительно низкой собственной трещиностойкости. (Средний размер карбидных частиц d_{WC} больше длины средней хорды L_{WC} , определяемой на плоском сечении образцов. Можно принять, что $d_{WC} = 1.68L_{WC}$ [9].) Падение трещиностойкости образцов, спрессованных при температуре 1370°C, может быть также вызвано вытеснением кобальта из образца при уплотнении под высоким давлением и образованием при этом микротрещин внутри образца (рис. 7).

Перегиб на кривой зависимости трещиностойкости от температуры уплотнения может свидетельствовать о проявлении другого механизма разрушения материала или же об изменении размера критического дефекта структуры, инициирующего разрушение. Наличие данных по трещиностойкости образцов и их прочности при изгибе позволяет оценить размер a_c условного критического дефекта структуры. Для расчета использовали формулу, предложенную в работе [10]:

$$a_c = \frac{1}{1.21\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{R_{bm}} \right)^2.$$

Результаты расчета этой величины показаны на рис. 8, где видно, что спрессованные при пониженных температурах образцы имеют меньшие по размеру дефекты, чем размеры дефектов образцов, спеченных при таких же температурах: 12–18 μm против 30–36 μm . При этом можно отметить, что при прессовании давлением 640 МПа и выше в интервале температур 1240–1330°C структура образцов характеризуется практически неизменным размером критического дефекта структуры, в то время как свободноспеченные образцы и спрессованные при давлении 320 МПа имеют большие по размеру дефекты. Это, по-видимому, связано с тем, что для спеченных и спрессованных при давлении 320 МПа образцов при температурах твердофазного спекания характерно наличие остаточной пористости. Понижение пористости образцов при повышении температуры спекания закономерно приводит к уменьшению размера критического дефекта структуры. Например, на образцах, свободноспеченных в присутствии жидкой фазы при температуре 1370°C, размер критического дефекта структуры составляет 10.5 μm (рис. 8).

Отдельно необходимо остановиться на температуре уплотнения 1370°C, когда наблюдаются резкий рост размера критического дефекта структуры для спрессованных образцов и резкое уменьшение этого параметра для свободноспеченных образцов сплава WC–25 mass% Co. Последнее может быть связано с формированием наиболее равномерной структуры, в которой отсутствуют скопления карбидных частиц и кобальтовой фазы в виде «озер», инициирующие разрушение. Увеличение же размера критического дефекта на спрессованных образцах, вероятно, связано с некоторым вытеснением

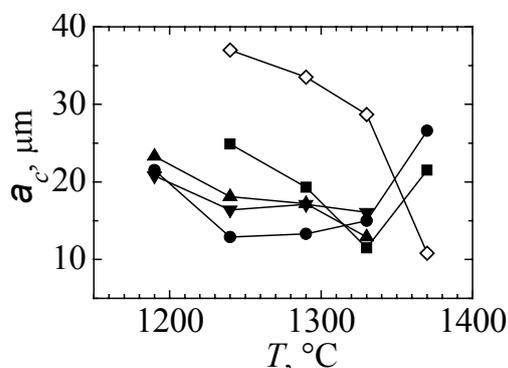


Рис. 8. Зависимость размера условного критического дефекта структуры a_c образцов сплава WC–25 mass% Co от температуры, способа уплотнения и давления P , МПа: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – свободное спекание

расплавленного кобальта из образца и появлением микроразрушений в карбидном каркасе. Температура 1330°C также относится к области жидкофазного спекания, но при изотермической выдержке 10 min перед прессованием образцов, очевидно, не происходят полное расплавление связки и вытеснение кобальта из образца.

Практический интерес вызывают результаты измерения твердости различных образцов исследуемого сплава (рис. 9,а). Как видно из рисунка, зависимости твердости сплава WC–25 mass% Co от температуры уплотнения характеризуются слабовыраженным максимумом. Наибольшую твердость показали образцы, спрессованные при температурах 1290 и 1330°C. Она соответствует достаточно высокому уровню для аналогичных сплавов и составляет 10.5 GPa. Снижение твердости на образцах, полученных при более высоких температурах, связано, скорее всего, с укрупнением структуры композита, а на образцах, спрессованных при низких температурах, – с наличием пористости и некоторым ухудшением качества границ в материале. Повышение давления уплотнения твердого сплава в области низких температур приводит к увеличению твердости образцов. При росте температуры ударного прессования и появлении жидкой фазы наблюдается некоторое уменьшение твердости образцов, спрессованных при более высоких давлениях,

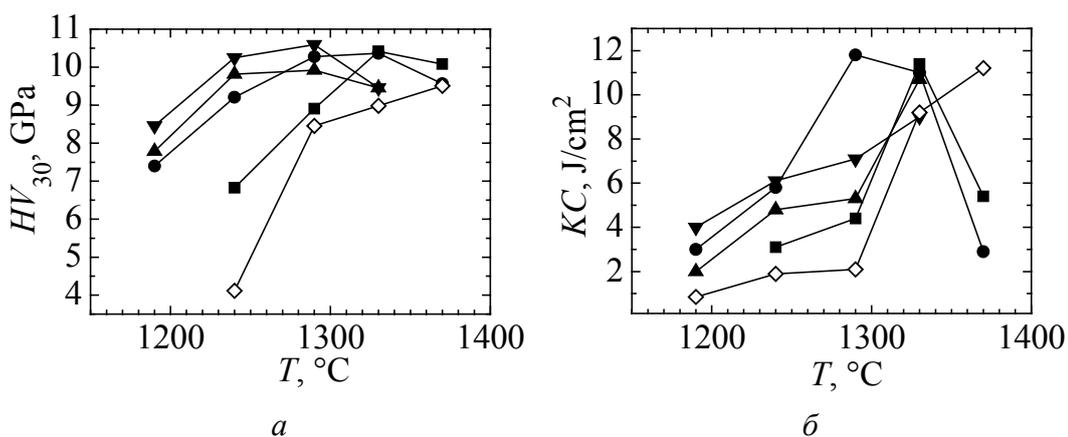


Рис. 9. Зависимость твердости (а) и ударной вязкости (б) твердого сплава WC–25 mass% Co от температуры, способа уплотнения и давления P , МПа: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – свободное спекание

что может быть связано с образованием микроразрушений в их структуре. Максимальная твердость на свободноспеченных образцах достигается в случае их спекания при температуре 1370°C и составляет 9.5 GPa. Образцы, спеченные при более низких температурах, обладают и более низкой твердостью. Резкое падение твердости наблюдается на образцах, спеченных в твердой фазе (< 1300°C) и имеющих повышенную пористость.

Еще одной важной характеристикой для инструментальных материалов, работающих в условиях ударно-циклического нагружения, является ударная вязкость. Анализ зависимости ударной вязкости от температуры уплотнения

показал, что с ростом температуры ударного прессования происходит увеличение значений данной характеристики (рис. 9,б). Причем давление уплотнения 640 МПа также является оптимальным, так как образцы, уплотненные при температуре 1290°C с указанным давлением, показали максимальный уровень ударной вязкости, который соответствует 12 J/cm². Следует обратить внимание и на резкое увеличение ударной вязкости при консолидации твердого сплава в жидкой фазе (1330°C), что особенно заметно для свободноспеченных образцов. Спекание твердосплавных образцов при температуре 1370°C позволяет достичь уровня ударной вязкости 11 J/cm², что соответствует значению ударной вязкости образцов, спрессованных при более низкой (1330°C) температуре. Прессование исследуемого сплава при температуре 1370°C приводит к резкому падению ударной вязкости, что может быть вызвано теми же причинами, о которых говорилось при анализе изгибной прочности образцов, т.е. возможным вытеснением кобальта и образованием микротрещин в образце.

Таким образом, проведенные исследования влияния режимов (температуры и давления) ударного прессования на механические свойства твердого сплава с содержанием связки 25 mass% показали эффективность метода, заключающегося в возможности получения высокопрочных образцов при пониженных температурах, включая и твердофазную область.

Выводы

1. На сплавах с высоким (25 mass% или 37 vol.%) содержанием кобальта практически плотное состояние может быть достигнуто прессованием в твердой фазе. Однако высокая плотность и высокое качество границ в образцах не являются достаточным условием обеспечения высокого уровня механических свойств. Для реализации, например, высокой прочности при изгибе оптимальной должна быть геометрическая структура сплава. В частности, необходимо обеспечивать более равномерное распределение кобальтовой фазы.

2. Наиболее высокие механические свойства сплава достигаются при разных температурах в зависимости от технологии уплотнения. Ударное прессование позволяет снизить температуру уплотнения почти на 100°C при обеспечении высокого качества сплава. В некоторых случаях применение очень высоких давлений прессования не является целесообразным.

3. Стандартные порошковые смеси с высоким содержанием кобальта характеризуются наличием больших скоплений кобальтовой фазы, которые невозможно перераспределить между карбидными частицами даже при уплотнении под высоким давлением. Поэтому активация спекания давлением является условием необходимым, но не достаточным для обеспечения высокого уровня механических свойств образцов. Эффективность метода ударного прессования может быть существенно повышена при условии подготовки порошковых смесей с наиболее равномерным распределением твердой и пластичной фаз.

1. В.С. Рыжееванов, А.Н. Блинков, А.Н. Семенов, К.А. Шиканов, Производство твердых сплавов. Сб. науч. трудов, Металлургия, Москва (1982), с. 89.
2. А.В. Абрамов, Т.А. Лившиц, А.Н. Блинков, А.Д. Канаев, Исследование свойств твердых сплавов и вопросы их применения. Сб. науч. трудов, Металлургия, Москва (1989), с. 79.
3. В.Д. Середин, Т.А. Лившиц, Исследование свойств твердых сплавов и вопросы их применения. Сб. науч. трудов, Металлургия, Москва (1989), с. 83.
4. К. Jia, T.E. Fisher, B. Gallois, *Nanostructured Materials* **10**, 875 (1998).
5. G. Gille, B. Szesny, K. Dreyer, H. Van Den Berg *et al.*, Proc. of 15th International Plansee Seminar **2**, 782 (2001).
6. A.I. Tolochin, A.V. Laptev, V.V. Kovyliayev, Proc. of 16th International Plansee Seminar. Powder Metallurgical High Performance Materials, 607 (2005).
7. A.V. Laptev, S.S. Ponomarev, L.F. Ochkas, *J. Adv. Mater.* **33**, № 3, 42 (2001).
8. Г.С. Креймер, Прочность твердых сплавов, Металлургия, Москва (1971).
9. К.С. Чернявский, Стереология в металловедении, Металлургия, Москва (1977).
10. J.L. Chermant, F. Osterstok, *J. Mater. Sci.* **11**, 1939 (1976).

A.V. Laptev, A.I. Tolochin, I Yu. Ocun

THE EFFECT OF THE TEMPERATURE AND COMPACTING PRESSURE ON THE PROPERTIES OF WC–25 MASS% CO HARD ALLOY

The effect of temperature and compacting pressure upon density, structure and mechanical properties of a hard alloy of WC–25 mass% Co is investigated. A standard powder mix with a size of carbide particles of 0.7–1.0 microns was tested, previously condensed without plasticizer at the room temperature and pressure of 100 MPa. The obtained powder billets were compacted by the method of impact hot pressing in vacuum at temperatures of 1190, 1240, 1290, 1330 and 1370°C. The isothermal holding before consolidation at specified temperatures was 10 min. Consolidation at each temperature was carried out with different energy. Thus the maximum compacting pressure corresponded to the values of 640, 960 and 1280 MPa, but for temperatures 1290, 1330 and 1370°C the pressure of 320 MPa was applied. For comparison, the samples were sintered at specified temperatures and with isothermal holding of 20 min. The samples obtained at different temperatures and pressure, were tested with respect to the density, specific electrical resistivity, quantitative characteristics of structure, and also transverse rupture strength (TRS), fracture toughness, Vickers hardness, impact strength. It was established that the method of impact hot pressing in vacuum allows obtaining almost pore-free samples of an alloy of WC–25% Co at rather low temperatures, i.e. in solid-phase area of sintering where traditional hard alloys possess high porosity. Thus specific resistivity of the samples condensed in a solid phase, was the same in size, as resistance of samples after liquid-phase sintering. The change of the densification temperature of samples at impact pressing provides extreme character of the change of mechanical properties. The maximum values of various properties are reached at consolidation the region of temperature of 1290°C. At the lower consolidation temperatures, the samples have non-uniform structure and lowered properties even in the case of high density and low specific resistivity. At higher consolidation temperatures, the lowered characteristics of strength and fracture toughness are caused probably by some replacement of the melted cobalt from a sample and formation of microdestructions in a carbide skeleton. When using high level

of compacting pressure at the impact consolidation, there is a decrease in mechanical properties of the samples, probably, because of the increased defectiveness of a carbide skeleton. Therefore there are optimum parameters of impact consolidation at which the samples have the best complex of properties. In particular, at the temperature of 1290°C and the maximum pressing pressure of 640 MPa, the samples have transverse rupture strength 3000–3400 MPa, Vickers hardness – 10–10.5 GPa, fracture toughness – 20–24 MPa·m^{1/2} and the impact strength – 6–11 J/cm².

Keywords: impact pressing, hard alloy, mechanical properties

Fig. 1. Impact time dependence of the pressing effort at impact consolidation with different energy of powder briquettes of the WC–25 mass% Co hard alloy: *a* – maximum effort is 400 kN, *b* – 800 kN, *c* – 1200 kN, *d* – 1600 kN. One cell on an axis of ordinate is 200 kN, on an axis of abscissae – 2.5·10⁻⁴ s

Fig. 2. Dependence of the density (*a*) and electrical resistivity (*b*) of the WC–25 mass% Co hard alloy on the temperature, the method and pressure of consolidation *P*, MPa: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – conventional sintering

Fig. 3. The structure of the WC–25 mass% Co samples obtained by conventional sintering at different temperatures *T*, °C: *a* – 1240, *b* – 1330

Fig. 4. The structure of the WC–25 mass% Co samples obtained by impact hot pressing with the maximum pressure of 640 MPa at the temperatures *T*, °C: *a* – 1240, *b* – 1290, *c* – 1330, *d* – 1370

Fig. 5. The structure of the WC–25 mass% Co samples obtained by impact hot pressing at the temperature of 1290°C and the pressures 320 MPa (*a*) and 960 MPa (*b*)

Fig. 6. Dependence of the transverse rupture strength (*a*) and fracture toughness (*b*) of the WC–25 mass% Co samples on the temperature, method and pressure of consolidation *P*, MPa: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – conventional sintering

Fig. 7. The fracture surface of the WC–25 mass% Co samples obtained by impact pressing with the pressure of 640 MPa at temperatures *T*, °C: *a* – 1190, *b* – 1290

Fig. 8. Dependence of the dimension of conditional critical defect of the structure *a_c* of the WC–25 mass% Co samples on the temperature, method and pressure of consolidation *P*, MPa: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – conventional sintering

Fig. 9. Dependence of the hardness (*a*) and impact strength (*b*) of the WC–25 mass% Co samples on the temperature, method and pressure of consolidation *P*, MPa: ■ – 320, ● – 640, ▲ – 960, ▼ – 1280, ◇ – conventional sintering