

УДК 621.762

П.В. Бурков

ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ СПЛАВОВ TiC-NiTi С НАГРЕВОМ ТВЧ

Важное направление развития производства в порошковой металлургии связано с разработкой гетерогенных по структуре многофазных материалов с особыми физико-механическими свойствами [1]. Такие материалы изготавливают смешением порошков различных по своей природе, способу получения и составу, с последующим спеканием. В ряде случаев полученные таким методом спеченные или пропитанные заготовки подвергают обработке давлением с целью придания им более высоких физико-механических свойств. На подобной технологии основано современное производство твердых сплавов для режущего инструмента типа карбид вольфрама-кобальт, их заменителей, в которых используется карбид титана со связкой из сплавов никеля и титана [2-4]. Спекание твердых сплавов при температурах достаточно высоких для получения плотного материала, приводит к огрублению структуры, росту зерна и

возникновению химической неоднородности, что ведет к снижению их механических свойств. Основной целью горячего прессования является устранение пористости. Принципиально это всегда достигается за счет комбинированного воздействия на материал давления и температуры. Длительность процесса горячего прессования составляет 10^2 - 10^4 с.

Для уплотнения структуры проведены опыты по горячему прессованию смесей, обеспечивающих получение связующей фазы в виде интерметаллида никелид титана. Исследования данной работы направлены для установления закономерностей формирования микроструктуры при изготовлении твердых сплавов с целью оптимизации режимов горячего прессования сплава TiC-NiTi.

Пористость сплавов при спекании (табл. 1), определяли металлографическим способом. При рассмотрении пористости не только сплавы, полу-

Таблица 1. Пористость образцов, полученных по различным режимам горячего прессования сплава TiC-NiTi

№№ режимов горячего прессования образцов из сплава TiC-NiTi:	1	2	3	4	5	6	7
Время спекания, кс	4,2	1,8	1,8	1,8	1,8	0,6	1,2-1,8
Температура спекания, К	1673	1673	1723	1473	1623	1623	1648-1673
Давление прессования, МПа	35	15	35	35	35	35	35-45

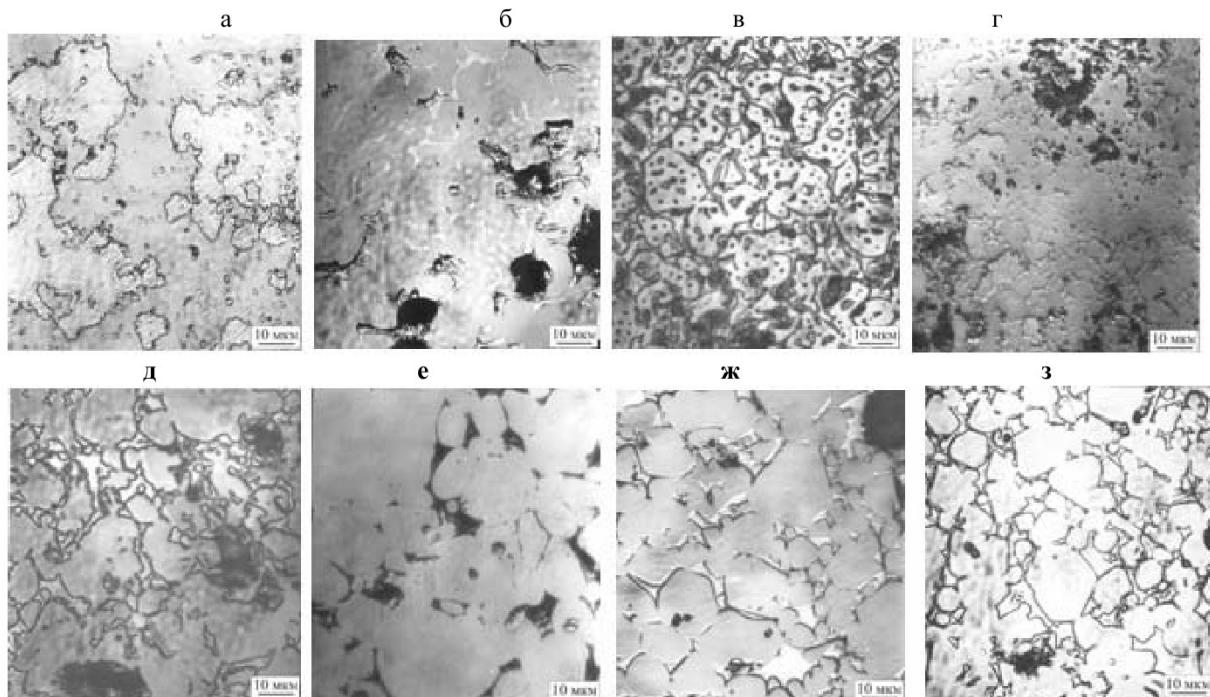


Рис. 1. Структуры сплава TiC - NiTi, полученных по различным режимам горячего прессования соответствующие номерам образцов таблицы 1: а – 1; б – 2; в – 3; г – 4; д – 5; е – 6; ж – 7; з – 7.

ченные по режиму спекания образцов под № 7, соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам для использования в качестве режущего инструмента, но и сплавы, полученные по другим режимам спекания, например, №№ 1, 3, 5. Определение соответствия полученных сплавов требованиям, а точнее выбор режимов изготовления образцов, проводили путем исследования структуры и испытания их работоспособности в качестве пластин режущего инструмента. Пористость образцов под №№ 6, 2, 4, и соответственно

структурой металла соответствующей для режущих материалов.

Режим №5 (рис. 1д) – структура образцов, сформированная при этих режимах спекания, не удовлетворяет требованию, так как карбидный каркас, сформированный при спекании, уменьшает ее, что сказывается на режущих свойствах.

Режим №6 (рис. 1е) – режимы спекания образцов, соответствующие этой точке, не могут удовлетворять требованиям, предъявляемым к режущему инструменту, в первую очередь из-за

Таблица 2. Физико-механические свойства твердых сплавов

Марка	Состав, мас.%			$\sigma_{\text{сж}}$, МПа	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	$\rho \cdot 10^3$	HRA	Примечание
	TiC	Ni	Mo					
TH – 20	79	16	5	3500	1000	5,50	91,0	[5]
KTH – 16	75	NiMo	– 25	3900	1100	5,80	89,5	[5]
TiC – NiTi	75	NiTi	– 25	3030	1100	5,18	89,0	
T15K6	18	Co	– 5	4200	1100	12,20	90,0	[5]

Таблица 3. Величина K_{1C} в зависимости от содержания углерода в сплаве

C/Ti в TiC _x - NiTi	0,96	0,75	0,65	0,6	0,53
K_{1C} , Мпа·м ^{1/2}	3,9	4,9	6,6	5,6	4,7

используемые для их изготовления режимы спекания, не соответствуют требованиям.

Микроструктуры сплавов, полученных по режимам горячего прессования образцов №№ 1–7, приведены на рис. 1.

Режим №1 (рис. 1а) – образцы со структурой, полученной в результате спекания по этому режиму, непригодны для использования в качестве пластин для резания металлов, т.к. участки связующей фазы существуют раздельно от карбидного каркаса и не обеспечено требование по формированию структуры с большой межфазной границей.

Режим №2 (рис. 1б) – образцы с этой структурой, а точнее, полученные по режимам спекания, соответствующим этой точке, не удовлетворяют требованию по формированию структуры еще и из-за высокой пористости образцов, которая является определяющим показателем низкого уровня свойств.

Режим №3 (рис. 1в) – в структуре образцов, спеченных по этим режимам также нет большой межфазной границы, т.к. при повышении температуры происходит более интенсивное образование агрегатов зерен и рост зерен, что не способствует формированию структуры металла с удовлетворительными режущими свойствами.

Режим №4 (рис. 1г) – при спекании образцов по режимам, соответствующим этой точке, снижение температуры спекания не позволяет получить компактного материала, и эти режимы не удовлетворяют требованию пористости, которая является необходимым условием формирования

высокой пористости.

Режим №7 (рис. 1ж, з) – структура образцов, полученная по режимам спекания основной линии, может быть улучшена за счет формирования большой межфазной границы, но этого не достигли, так как нет мелких карбидных зерен, менее 1 мкм, и они не составляют большинство. Наоборот, формируются агрегаты зерен, но нет карбидного каркаса. С точки зрения пористости эти режимы удовлетворяют требованиям, предъявляемым материалам для изготовления режущего инструмента, имеется в виду область режимов спекания: $P_{\text{спек}} = 35\text{--}40$ МПа, $t_{\text{спек}} = 1,2\text{...}1,8$ кс, $T_{\text{спек}} = 1648\text{--}1673$ К.

Основные физико-механические свойства сплава в сравнении со сплавами TH-20, KHT-16 и T15K6 приведены в табл. 2.

Очевидно, что по твердости и прочности на изгиб полученный сплав TiC-NiTi не уступает твердым сплавам, используемым в промышленности. Это проявляется в износостойкости и стойкости к сколу и поломкам твердого сплава TiC-NiTi по отношению к используемым в промышленности твердым сплавам.

Сопротивление распространению трещины часто характеризуют критическим коэффициентом интенсивности напряжений [6]

$$K_{1C} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot c}$$

В работе [3] получены значения прочности при изгибе и размера зерна карбидной фазы. Из вышеизложенного можно оценить величину K_{1C} для сплава TiC – NiTi при изменении фазового

состава, в зависимости от содержания углерода в сплаве. Результаты расчета приведены в табл. 3. Максимальное значение K_{IC} в зависимости от содержания углерода в сплаве находится в интервале 0,6–0,7 C/Ti.

Вывод. Оптимизированы режимы горячего

прессования сплава $TiC_{0,65} - NiTi$ с целью получения структуры сплава, удовлетворяющего требованиям, предъявляемым к материалам для изготовления режущего инструмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Лихачев В.А., Малинин В.Г.* Структурно-аналитическая теория прочности в многоуровневой постановке // Изв. вузов. Физика. – 1990. – №2. – С. 121–139.
2. *Кульков С.Н., Полетика Т.М., Чухломин А.Ю., Панин В.Е.* Влияние фазового состава порошковых композиционных материалов $TiC - NiTi$ на характер разрушения и механические свойства // Порошковая металлургия – 1984. – № 8. – С.88-92.
3. *Полетика Т.М., Кульков С.Н., Панин В.Е.* Структура, фазовый состав и характер разрушения спеченных композиционных материалов $TiC-NiTi$ // Порошковая металлургия. – № 7. – С.54-59.
4. *Бурков П.В.* Рентгенографические исследования изменений исходных продуктов, полуфабрикатов и спеченных твердых сплавов на разных стадиях технологического процесса // Изв. вузов. ТПУ – 2004. – №1. – С. 113-119.
5. Порошковая металлургия. Справочник под ред. И.М. Федорченко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 624 с.
6. *Келли А.* Высокопрочные материалы. – М.: Мир, 1976. – 263 с.

□ Автор статьи:

Бурков
Петр Владимирович
- канд.техн.наук., с.н.с. , зав. каф.
горно-шахтного оборудования (Юр-
гинский технологический институт-
филиал ТПУ)
Email: burkovpv@mail.ru