

Особенности структурообразования при спекании карбидосталей со связкой на основе шламовых отходов подшипниковых сталей

Г. А. Баглюк, Н. А. Уськова, А. А. Мамонова, А. В. Бездорожев

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича
НАН Украины, Киев, e-mail: gbag@rambler.ru

Исследован процесс формирования структуры и механических свойств в зависимости от состава материалов гетерофазных систем TiC—(Fe—Cr—C) и TiC—(Fe—Cr—V—C), полученных синтезом и жидкофазным спеканием. Изучены процессы взаимодействия в системах шлам стали ШХ15—TiC и ШХ15—TiC—V₄C при синтезе и жидкофазном спекании. Подобраны оптимальные составы исходных смесей и режимы для оптимизации структуры материала.

Ключевые слова: карбид титана, шлам стали ШХ15, композиционные порошковые материалы, синтез, жидкофазное спекание, твердофазное легирование.

Введение

Среди изготавливаемых методами порошковой металлургии износостойких материалов в последние годы получили широкое распространение карбидостали — композиты, состоящие из карбидов с массовой долей 10—70% и металлической связки из легированной стали [1—7]. В качестве металлической связки карбидосталей наиболее часто применяются высоколегированные инструментальные или нержавеющей стали [1, 2]. В работе [3] приводятся данные об использовании в качестве металлической связки стали Гадфильда аустенитного класса. В то же время значительный интерес представляет возможность получения карбидосталей со связкой из экономнолегированных углеродистых сталей, что позволяет сократить расход дорогостоящих легирующих элементов, таких как вольфрам, никель, ванадий и молибден.

В связи с этим цель настоящей работы — изучить возможность получения карбидосталей на основе шламовых отходов подшипниковой стали ШХ15 и исследовать особенности формирования структуры получаемых композитов.

Материалы, технологические режимы и методы анализа

Для изучения возможности применения стали марки ШХ15 в качестве основного исходного компонента для металлической связки выбран её шлам после восстановления при температуре 950 °С состава (% (мас.))*: С — 0,4; Cr — 0,5; Mn — 0,6; Si — 1,1; O₂ — 0,6, остальное — Fe. Процессу термического синтеза будущей твёрдофазной лигатуры (Л) 30ШХ15—70TiC предшествовало первичное смешивание компонентов и механоактивация контактной поверхности частиц размолотом. Порошки

*Здесь и далее составы материалов приведены в % (мас.).

Фазовый состав и микротвердость образцов

Материал	Состав, % (мас.)	Фазовый состав	Микротвердость, ГПа	
			после синтеза	после спекания
№ 1	100% лигатуры (30ШХ15—70TiC	TiC, Fe ₂ Ti, Fe ₃ C, α-Fe, C	17	19—23
№ 2	50,6% лигатуры + + 46,8ШХ15 + + 2,6В ₄ С	TiC, FeB, TiB, TiB ₂ , Ti ₂ B ₅ , α-Fe	—	19—23

титана, графита и шлама ШХ15 смешивали в соотношении: ШХ15 — 30, Ti — 56, С — 14. Смеси прессовали под давлением 700 МПа, а затем полученные брикеты подвергали синтезу при температуре 1130 °С в течение одного часа в специальном контейнере для получения упрочняющей фазы карбида титана в количестве 70%.

В результате термического синтеза получены пористые спеки ШХ15 (30%)—TiC (70%), химический анализ которых показал такое содержание углерода после синтеза: $C_{\text{общ}}$ — 13,2, $C_{\text{связ}}$ — 11, $C_{\text{своб}}$ — 2,2. Микротвердость образцов после синтеза составляла 14—17 ГПа.

В качестве исходных материалов для получения карбидосталей использовали смесь порошков предварительно синтезированной лигатуры 30ШХ15—70TiC (№ 1) и смесь порошков 50,6Л—46,8ШХ15—2,6В₄С (№ 2) (таблица). Полученные порошковые смеси № 1 и 2 прессовали при 700 МПа и спекали в среде аргона при температуре 1200 °С в течение 30 мин. Для исследования особенностей структурообразования полученных порошковых материалов ШХ15—TiC и ШХ15—TiC—В₄С после синтеза и жидкофазного спекания применяли микроструктурный, рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный анализы.

Микроструктурные исследования выполняли на оптическом микроскопе, а изучение фазового состава образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в CoK_{α} -излучении. Для расшифровки дифрактограмм исследуемых образцов использовали стандартную методiku и картотеку ASTM. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 с алмазной пирамидкой при нагрузке порядка 0,48 Н. Микрорентгеноспектральный анализ химической неоднородности и микроструктуры проведён на микроанализаторе высокого разрешения Superprobe-733 фирмы "JEOL".

Результаты и их обсуждение

В результате комплексного исследования разными методами подтверждено, что матрицы образцов (рис. 1) представляют собой твердые растворы, которые образуются при охлаждении и обладают ограниченной растворимостью компонентов. Микроструктура композиционного материала на основе системы TiC—(Fe—Cr—C) характеризуется равномерным распределением частиц наполнителя (TiC) по сечению материала (рис. 1, а, б).

Микрорентгеноспектральный анализ химической неоднородности и особенностей микроструктуры установил ряд важных эффектов (таблица). Во-первых, после спекания материала состава 30ШХ15 + 70TiC в его структуре проявился эффект сфероидизации частиц дисперсных фаз, в том числе значительного количества дисперсных карбидов титана. Во-вторых,

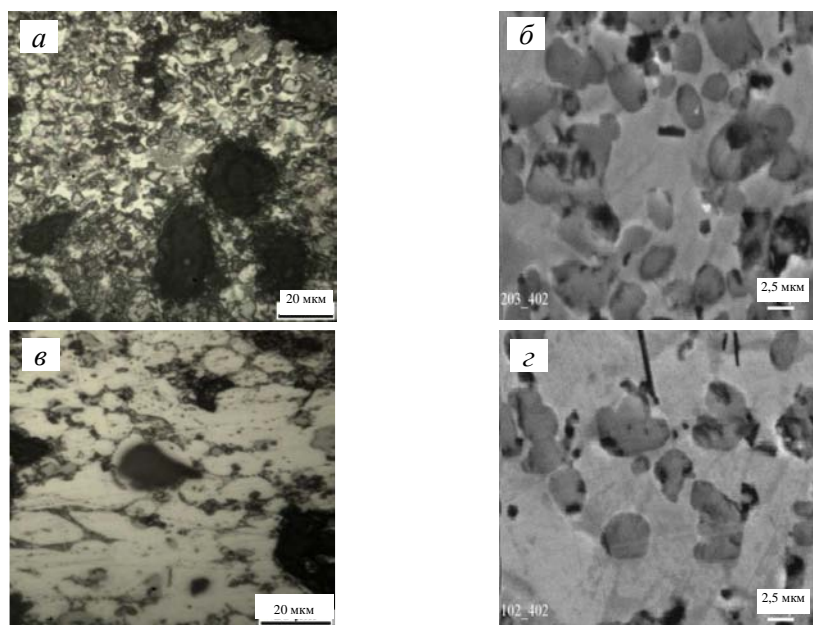


Рис. 1. Микроструктура материалов составов № 1 (*a, б*) и № 2 (*в, з*) после спекания при 1200 °С: *a, в* — оптическое изображение; *б, з* — микрофотографии поверхности исследованного материала, полученные в отраженных электронах (Superprobe-733).

при температуре спекания 1200 °С зёрна упрочняющих частиц TiC практически не росли (рис. 1, *б*). Микротвердость матрицы повышалась до 19—23 ГПа.

В порошковом материале сталь ШХ15—TiC преобладает фаза TiC, также присутствуют фазы Fe₂Ti и Fe₃C. При температуре спекания 1200 °С изменение химического состава связки (Fe—Cr—C) за счёт добавления в порошковую смесь 2,6% В₄C вызывало изменение структуры и набора фаз в исследованном материале. У материала TiC—(Fe—Cr—C—В) повысилась общая микротвердость, поскольку, по данным рентгеноструктурного анализа, в нём сформировались большее разнообразие и процентное содержание фаз.

Согласно данным рентгенофазового анализа, наряду с преобладающей фазой TiC образуется фаза FeV и ряд титаноборидных соединений, а именно TiB, TiB₂, Ti₂B₅ (рис. 2, *б*), что свидетельствует о большей интенсивности процессов контактного взаимодействия гранул наполнителя TiC со сплавом-связкой Fe—Cr—C—В по сравнению с материалом TiC—(Fe—Cr—C). При смачивании частиц наполнителя TiC связкой Fe—Cr—C—В в присутствии бора при температуре спекания 1200 °С происходит незначительное укрупнение карбидов (рост зерен TiC) (рис. 1, *з*). Установлено, что сетка карбидных выделений титана размещалась преимущественно по границам зерен матричной фазы и принимала форму прослоек между зернами матрицы. Это указывало на тот факт, что по границам зёрен проходил процесс плавления (рис. 1, *в*).

Распределение легирующих элементов Ti, Cr, Fe определяли в рентгеновском характеристическом излучении. В материалах № 1 и 2 наблюдались области, обогащённые титаном и железом. Отличие материала № 2 заключается в уменьшении количества частиц и степени сфероидизации обогащённых

Выводы

Исследованные порошковые материалы сталь ШХ15—TiC и сталь ШХ15—TiC—B₄C, полученные синтезом (для увеличения содержания карбида титана до 70%) и жидкофазным спеканием, являются многокомпонентными композитами с высокой твердостью.

Микроструктура порошковых материалов характеризуется наличием мелкокристаллических фаз с равномерным распределением карбида титана, что должно способствовать повышению триботехнических и прочностных свойств материала.

В порошковом материале сталь ШХ15—TiC преобладает фаза TiC, также присутствуют фазы Fe₂Ti и Fe₃C.

При добавлении карбида бора в порошковый материал сталь ШХ15—TiC в процессе спекания с последующей перекристаллизацией наряду с преобладающей фазой TiC имеет место образование фаз на основе бора — бориды железа FeB и титана — TiB, TiB₂, Ti₂B₅.

1. Гуревич Ю. Г. Карбидостали / Ю. Г. Гуревич, В. К. Нарва, Н. Р. Фраге. — М. : Металлургия, 1988. — 144 с.
2. Кюбарсенн Я. Твердые сплавы со стальной связкой. — Таллинн : Валгус, ТГУ, 1991. — 164 с.
3. Яблокова О. В. Формирование межфазной границы при спекании карбида титана со сталью Гадфильда / О. В. Яблокова, С. Н. Кульков, В. Е. Панин // Порошковая металлургия. — 1985. — № 7. — С. 37—39.
4. Oliveira M. Effect of ceramic particles on the mechanical properties of M3/2 high speed steel / M. Oliveira, D. Bolton // Int. J. of Powder Metallurgy. — 1996. — 32, No. 1. — P. 37—49.
5. Zapata W. C. Wear and thermal behaviour of M3 high speed steel Reinforced with NbC composites / W. C. Zapata, C. E. Da Costa, J. M. Torralba // J. Mater. Sci. — 1998. — 33, No. 12. — P. 3219—3225.
6. Martins I. M. Wear resistant high speed steel matrix composites / I. M. Martins, M. Oliveira, H. Carvalhinhos // Adv. in Powder Metallurgy & Particulate Mater. — Princeton, N. J. — 1992. — 6. — P. 213—218.
7. Deshpande M. V. Toughness cermeted carbide material with iron-rich binder for steel turning // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. — 1997. — 15, No. 1—3. — P. 157—162.

Особливості структуроутворення при спіканні карбидосталей зі зв'язкою на основі шламових відходів підшипникових сталей

Г. А. Баглюк, Н. О. Уськова, А. А. Мамонова, О. В. Бездорожев

Досліджено процес формування структури і механічних властивостей в залежності від складу матеріалів гетерофазних систем TiC—(Fe—Cr—C) і TiC—(Fe—Cr—B—C), отриманих синтезом та рідкофазним спіканням. Вивчено процеси взаємодії в системах шлам сталі ШХ15—TiC і ШХ15—TiC—B₄C при синтезі та рідкофазному спіканні. Підбрано оптимальні склади вихідних сумішей і режими для оптимізації структури матеріалу.

Ключові слова: карбід титану, шлам сталі ШХ15, композиційні порошкові матеріали, синтез, рідкофазне спікання, твердофазне легування.

Specific features of structure formation during sintering of carbide-steel with binder based on sludge of roller-bearing steel

G. A. Bagliyk, N. O. Uskova, A. A. Mamonova, O. V. Bezdorozhev

The processes of interaction in TiC—(Fe—Cr—C) and TiC—(Fe—Cr—B—C) heterophase systems and in 100Cr6 sludge—TiC, 100Cr6 sludge—TiC—B₄C systems after synthesis and liquid phase sintering were studied. The optimal composition of the initial mixture and the for optimization material structure were chosen.

Keywords: titanium carbide, sludge steel 100Cr6, powder composite materials, synthesis, liquid-phase sintering, solid-phase alloying.