

05

Влияние высокоэнергетических воздействий на микроструктуру синтезированной металлокерамики

© В.Е. Овчаренко, О.П. Солоненко, А.Е. Чесноков, В.М. Фомин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича
СО РАН, Новосибирск
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: solo@itam.nsc.ru

Поступило в Редакцию 17 июня 2012 г.

На примере металлокерамического сплава карбида титана (TiC) с никельхромовым (Ni–Cr) связующим впервые выполнен сравнительный анализ влияния различных высокоэнергетических воздействий на дисперсность внутренней структуры и фазовый состав синтезированной металлокерамики 70 vol.%TiC+30 vol.%(Ni–Cr)-сплав (самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) под давлением; предварительная механическая активация (МА) металлических компонентов исходной порошковой смеси титан–углерод–никельхромовая связка; последующая МА порошковой смеси в целом; интенсивная пластическая деформация продукта синтеза). Показано, что в условиях интенсивной пластической деформации с экструзией продукта высокотемпературного синтеза формируется металлокерамическая структура, содержащая частицы карбидной фазы стехиометрического состава наномасштабной размерности.

Одной из основных характеристик эксплуатационных свойств металлокерамических сплавов является дисперсность их внутренней структуры при заданном объемном содержании высокотвердой компоненты металлокерамической композиции, во многом определяющая физические и прочностные свойства металлокерамического сплава, ресурс работы твердосплавного инструмента. С повышением дисперсности структуры повышаются такие ключевые свойства сплавов, как твердость и ударная вязкость, износостойкость и прочность. Повышение дисперсности высокотвердой компоненты металлокерамической композиции до субмикронного и наноразмерного уровней является перспективным

направлением при разработке высокоресурсных металлокерамических сплавов, эксплуатируемых в экстремальных условиях.

Традиционные методы порошковой металлургии (механическое измельчение компонентов, их смешивание и спекание в свободных или изостатических условиях) не позволяют достигать указанных масштабов дисперсности в силу многих технических ограничений, в том числе из-за высокой энергоемкости технологических процессов. Одним из путей решения указанной проблемы является формирование структуры металлокерамического сплава в неравновесных термодинамических условиях, например путем высокотемпературного синтеза тугоплавкого карбида в порошковой смеси углеродной и карбидообразующей компонентов с инертным металлическим связующим в условиях синхронизации процесса теплового взрыва порошковой заготовки с силовым компактированием продукта синтеза [1]. Последнее обеспечивает полную сплошность конечного металлокерамического продукта и высокий уровень связи на границах раздела компонентов металлокерамической композиции.

Повышение дисперсности структуры синтезированного под давлением металлокерамического сплава возможно при ускорении реакции высокотемпературного синтеза карбида титана в исходной порошковой смеси титана с углеродом и металлическим связующим. Последнее достигается предварительной механической активацией (МА) металлических компонентов исходной порошковой смеси [2,3] и дополнительным механическим перемешиванием компонентов термореагирующей порошковой смеси при интенсивной пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза на стадии образования термограммы теплового взрыва порошковой заготовки.

В данной работе впервые выполнен сравнительный анализ комплексного влияния МА металлических компонентов порошковой смеси титана с углеродом и металлическим связующим и последующей интенсивной пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза карбида титана на стадии его кристаллизации и начальной фазы охлаждения на размерность частиц карбидной фазы в синтезированном металлокерамическом сплаве. Высокотемпературный синтез карбида титана осуществляли в порошковой смеси титана (ПТОМ2), ламповой сажи (П803) и никельхромового сплава (ПХ20Н80). С этой целью были приготовлены контрольные образцы порошковых смесей, представленные в таблице.

Способы подготовки контрольных образцов порошковых смесей титана с углеродом и никельхромовым связующим 70%(80 vol.%Ti+20 vol.%C)+30%(Ni-Cr) для последующего высокотемпературного синтеза

№ п/п	Режим предварительной МА исходного порошка титана	Режим предварительной МА исходного порошка (Ni-Cr)-сплава	Способ окончательной подготовки компонентов смеси Ti-C-(Ni-Cr) для СВС под давлением
1	Ti, без МА, $S_{sp} = 0.15 \text{ m}^2/\text{g}$	(Ni-Cr)-сплав, без МА, $S_{sp} = 0.07 \text{ m}^2/\text{g}$	Перемешивание компонентов смеси на вибростенде, 360 min
2	Ti, МА — 40 s, $S_{sp} = 0.24 \text{ m}^2/\text{g}$	(Ni-Cr)-сплав, МА — 120 s, $S_{sp} = 0.13 \text{ m}^2/\text{g}$	Тот же
3	Ti, МА — 60 s, $S_{sp} = 0.27 \text{ m}^2/\text{g}$	(Ni-Cr)-сплав, МА — 120 s, $S_{sp} = 0.13 \text{ m}^2/\text{g}$	Перемешивание в планетарной мельнице „Активатор 2SL“, 60 s
4	Ti, МА — 40 s, $S_{sp} = 0.24 \text{ m}^2/\text{g}$	(Ni-Cr)-сплав, МА — 120 s, $S_{sp} = 0.13 \text{ m}^2/\text{g}$	Тот же

Предварительную МА порошков титана (размер частиц до $40 \mu\text{m}$, время МА 40 и 60 s) и никельхромового сплава (размер частиц до $40 \mu\text{m}$, время МА 120 s) проводили в энергонапряженной планетарной мельнице „Активатор 2SL“ [4] (ускорение 100 g, диаметр шаров 5 mm). Последующее перемешивание порошковой композиции Ti-C-(Ni-Cr) осуществлялось как в планетарной мельнице „Активатор 2SL“ (ускорение — 100 g, диаметр шаров 5 mm), так и на вибростенде в течение 360 min. Удельную поверхность (S_{sp}) порошков определяли методом Брюнера–Эммета–Теллера (Brunauer–Emmett–Teller) или БЭТ (BET) по тепловой десорбции аргона с внутренним эталоном. Перед проведением измерений образцы были прогреты в токе газов Ar и He при $T = 150^\circ\text{C}$ в течение 30 min.

Высокотемпературный синтез металлокерамического сплава проводили либо в закрытой пресс-форме (синтез под давлением в реакторе), либо в пресс-форме (реакторе) с отверстиями в ее нижней части (синтез под давлением с экструзией продукта синтеза) (рис. 1). В последнем

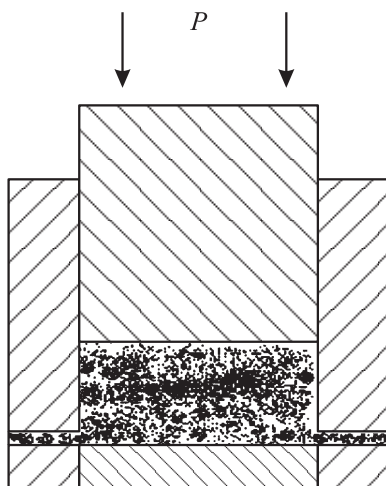


Рис. 1. Технологическая схема высокотемпературного синтеза металлокерамического сплава в режимах теплового взрыва исходной порошковой смеси под давлением с экструзией.

случае процесс экструзии обеспечивал условия интенсивной пластической деформации металлокерамического продукта высокотемпературного синтеза.

На рис. 2, *a* представлена микроструктура металлокерамического сплава, синтезированного под давлением без предварительной МА исходных металлических порошков, перемешивание которых с углеродом осуществлялось на вибростенде (стандартные условия). Она характеризуется сравнительно неравномерным распределением неравноосной формы частиц карбидной фазы размером $2-8 \mu\text{m}$. Предварительная МА порошков титана и никельхромового сплава, при смешивании порошков на вибростенде, приводит к незначительному уменьшению среднего размера частиц карбида титана ($1-8 \mu\text{m}$) в синтезированном под давлением металлокерамическом сплаве. Переход от смешивания на вибростенде к смешиванию в планетарной мельнице после МА порошков титана и никельхромового сплава приводит к дополнительному повышению дисперсности частиц карбидной фазы ($1-4 \mu\text{m}$) в синтезированном металлокерамическом сплаве (рис. 2, *b*).

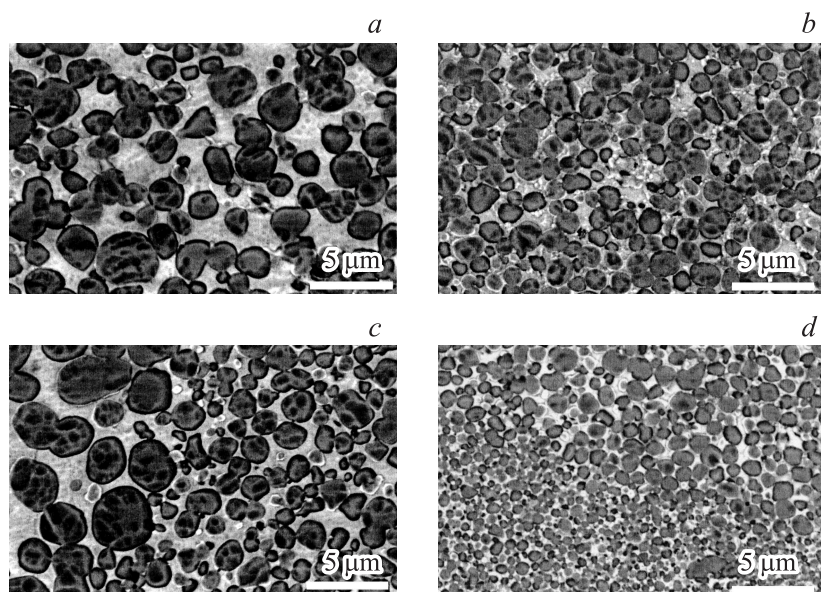


Рис. 2. Микроструктура металлокерамического сплава 70 vol.%(80 vol.%Ti + 20 vol.%C) + 30 vol.%(Ni–Cr), синтезированного в порошковой смеси Ti–C–(Ni–Cr) в режиме теплового взрыва порошковой смеси под давлением: *a* — без МА порошков Ti и (Ni–Cr)-сплава с последующим их перемешиванием с углеродом на вибростенде; *b* — с предварительной МА порошков Ti (40 s) и (Ni–Cr)-сплава (120 s) с последующим их перемешиванием с углеродом в активаторе 2SL (60 s); *c* — экструдированный металлокерамический сплав, синтезированный с предварительной МА порошков Ti (40 s) и (Ni–Cr)-сплава (120 s) с последующим их перемешиванием с углеродом на вибростенде; *d* — экструдированный металлокерамический сплав, синтезированный с предварительной МА порошков Ti (40 s) и (Ni–Cr)-сплава (120 s) с последующим их перемешиванием с углеродом в активаторе 2SL (60 s).

Значительное повышение дисперсности металлокерамической структуры синтезированного сплава происходит при совмещении высокотемпературного синтеза карбида титана с интенсивной пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза при экструзии последнего из пресс-формы. На рис. 2, *c* представлена микроструктура

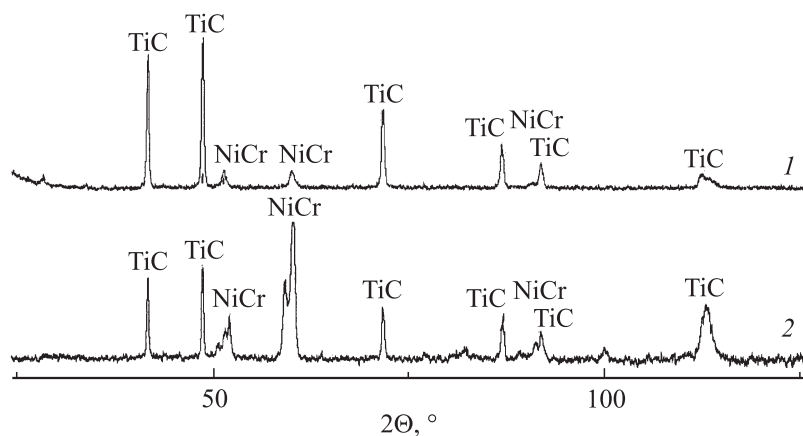


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы синтезированного под давлением металлокерамического компакта в пресс-форме (1) и экструдированного из пресс-формы металлокерамического продукта высокотемпературного синтеза (2).

металлокерамического сплава, синтезированного в полученной на вибростенде порошковой смеси механически активированных титана и никельхромового сплава с углеродом и последующей экструзией продукта высокотемпературного синтеза. Пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза формирует в объеме экструдированного металлокерамического сплава области с повышенной дисперсностью металлокерамической структуры. На рис. 2, с хорошо видна граница раздела двух областей с различным уровнем дисперсности структуры — от $2\text{--}6\ \mu\text{m}$ в одной до $0.5\text{--}2\ \mu\text{m}$ в соседней области. Переход к смешиванию механически активированных титана и никельхромового сплава с углеродом в планетарной мельнице приводит как к появлению областей в металлокерамической структуре, характеризующихся наноразмерным уровнем включений карбида титана, так и к увеличению размеров этих областей в общем объеме экструдированного металлокерамического сплава (рис. 2, d).

На рис. 3 приведены рентгеновские дифрактограммы, полученные на дифрактометре ДРОН-3М (излучение $\text{CoK}\alpha$), отвечающие металлокерамике TiC–(Ni–Cr) в трех состояниях: 1) спеченная в смеси порошков

карбида титана стехиометрического состава и никельхромового сплава (Ni–20%Cr) металлокерамика состава 50 vol.%TiC+50 vol.%(Ni–Cr); 2) синтезированная под давлением в смеси механически активированных титана и никельхромового сплава (Ni–20%Cr) с углеродом металлокерамика состава 70 vol.%TiC+30 vol.%(Ni–Cr); 3) синтезированная под давлением в смеси механически активированных титана и никельхромового сплава (Ni–20%Cr) с углеродом и экструдированная из пресс-формы (реактора) в качестве продукта высокотемпературного синтеза металлокерамика состава 70 vol.%TiC+30 vol.%(Ni–Cr).

Из сравнения представленных рентгенограмм можно констатировать, что карбид титана в синтезированном под давлением и в синтезированном под давлением с экструзией продукта синтеза металлокерамическом сплаве имеет стехиометрический состав. По увеличению интенсивности дифракционных пиков никельхромового сплава при переходе от синтезированного под давлением к синтезированному под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза металлокерамическому сплаву можно сделать вывод об увеличении объемного содержания металлического связующего в металлокерамическом сплаве в результате экструзии продукта высокотемпературного синтеза. Действительно, измерения твердости металлокерамического сплава показали, что его твердость изменяется от 64.0 HR_c для синтезированного под давлением, после МА титана и нихрома, сплава до 56.0 HR_c для сплава на начальном этапе экструзии из пресс-формы и до 53.9 HR_c для последующих стадий экструзии продукта высокотемпературного синтеза.

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

1. МА титана и металла-связующего оказывает положительное влияние на микроструктуру синтезированного под давлением в порошковой смеси титана с углеродом и металлом-связующим металлокерамического сплава — формируется регулярная структура металлокерамического сплава. Дополнительная МА при смешении исходных порошковых компонентов в активаторе 2SL приводит к дополнительному измельчению металлокерамической структуры.

2. В условиях интенсивной пластической деформации при экструзии из пресс-формы (реактора) продукта высокотемпературного синтеза в металлокерамическом сплаве формируется наноструктурная составляющая. Содержание металлического связующего при этом повышается при одновременном снижении твердости металлокерамического сплава.

Результаты данной работы получены при финансовой поддержке президиума СО РАН (заказной интеграционный проект № 12 СО РАН на 2010–2011 гг., Междисциплинарный интеграционный проект № 2 СО РАН на 2012–2014 гг.).

Список литературы

- [1] *Овчаренко В.Е., Лапшин О.В.* // Физика горения и взрыва. 1999. Т. 35. № 5. С. 60–64.
- [2] *Овчаренко В.Е., Лапшин О.В., Солоненко О.П., Чесноков А.Е., Фомин В.М.* // Докл. IV Всерос. конф. „Взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине“. Новосибирск, Россия, 22–25 марта 2011 г. Новосибирск: Нонпарель, 2011. С. 229–231.
- [3] *Овчаренко В.Е., Солоненко О.П., Чесноков А.Е., Фомин В.М.* // Труды III Междунар. научно-практич. конф. и специализированной выставки „Современные керамические материалы. Свойства, технологии, применение“. Новосибирск, Россия, 14–16 сентября 2011 г. Новосибирск: Нонпарель, 2011. С. 113–114.
- [4] Патент на полезную модель № RU 33037 U1 от 11.03.2003. Планетарная шаровая мельница / Леуткин А.А. Патентообладатель: Закрытое акционерное общество „Активатор“.