

УДК 536.46

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И СОДЕРЖАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКИ НА ГОРЕНИЕ В СИСТЕМЕ $Ti + 2B + x(Fe + Co + Cr + Ni + Al)$

Н. А. Кочетов

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН
142432 Черногловка, kolyan_kochetov@mail.ru

Проведено исследование влияния содержания металлической связки $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ и механической активации (МА) на скорость и максимальную температуру горения, удлинение образцов в процессе горения, выход смеси и размер композитных частиц после МА, морфологию и фазовый состав продуктов горения в системе $Ti + 2B + x(Fe + Co + Cr + Ni + Al)$. Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) получен композитный материал, состоящий из керамики и высокоэнтروпийного сплава. МА увеличивает от 60 до 80 % максимальное содержание металлической связки в смеси, при котором СВС осуществляется при комнатной температуре. Добавление в активируемую смесь $Ti + 2B$ связки $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ предотвращает протекание механохимического синтеза в процессе МА продолжительностью 5 мин.

Ключевые слова: горение, механическая активация, СВС, многокомпонентный высокоэнтропийный сплав, кермет, TiB_2 .

DOI 10.15372/FGV20220205

ВВЕДЕНИЕ

Порошковые смеси титана с бором применяются в пиротехнических устройствах, поскольку обладают малым критическим диаметром и высокой скоростью горения прессованных образцов. Исследованию закономерностей горения неактивированных смесей титана с бором посвящены работы [1, 2].

Одним из способов управления реакционной способностью порошковых смесей является механическая активация (МА) [3–9]. В процессе МА смесей металлов из исходных компонентов образуются композитные частицы, происходит пластическая деформация материала, создающая высокую концентрацию дефектов кристаллической структуры и внутренние напряжения. При этом с поверхности частиц удаляются оксидные и адсорбционные слои, реагенты измельчаются и увеличивается площадь контакта [6, 7]. Смесей порошков, не горящих в обычных условиях, после активации приобретают способность к горению [6, 7, 10]. Влияние механоактивации на горение смесей титана с бором исследовалось в работах [5, 9].

Многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы (МВЭС) представляют собой новый

класс материалов, обладающих привлекательными физико-химическими и механическими свойствами [11–13]. Концепция МВЭС основана на том, что пять и более металлических компонентов могут образовывать однофазный кристаллический сплав. $Fe-Cr-Co-Ni-Al$ относится к семейству МВЭС на основе 3d-переходных металлов [14, 15]. Это семейство МВЭС вызывает интерес благодаря уникальной комбинации свойств — высокой предельной деформации разрушения при пониженных и даже криогенных температурах [16], высокой прочности на растяжение и пластичности [17], сверхпластичности [18], прочности и твердости [19].

Для получения высокоэнтропийных сплавов применяют различные методы, например электродуговое плавление в вакууме [20, 21], индукционное плавление [13, 22], механическое активирование или механическое сплавление [23, 24] и др. В последнее время появились работы, в которых МВЭС получают методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [25, 26].

Металлокерамические композиты (металлокерамика) нашли широкое применение благодаря уникальному сочетанию свойств керамики и металлических сплавов. Материалы

на их основе широко используются в качестве износостойких материалов, режущего инструмента, высокотемпературных конструкционных материалов и т. д. [27–29]. С использованием связующего на основе МВЭС были получены такие металлокерамические материалы, как $\text{TiB}_2\text{-CoCrFeNiTiAl}$ [30], $\text{TiB}_2\text{-CoCrFeNiAl}$ [31] и $\text{TiB}_2\text{-TiC-CoCrFeNiTiAl}$ [32]. Было высказано предположение, что из таких материалов родилось новое семейство металлокерамики [33].

Цель данной работы — получение кермета $\text{TiB}_2\text{-FeCoCrNiAl}$ с высокоэнтропийной связкой методом СВС и исследование влияния содержания связки и механической активации на процесс его синтеза.

ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В работе использовали порошок алюминия АСД-4 (средний размер частиц 10 мкм), порошок никеля НПЭ-1 (150 мкм), порошок карбонильного радиотехнического железа Р-10 (3.5 мкм), порошок хрома ПХ-1М (менее 125 мкм), порошок кобальта ПК-1у (менее 71 мкм), порошок бора черный аморфный (менее 1 мкм) и порошок титана ПТС (55 мкм). Смеси порошков $\text{Ti} + 2\text{B} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$ готовились перемешиванием исходных компонентов в фарфоровой ступке в заданном массовом соотношении ($x = 0 \div 80 \%$).

Активация порошковой смеси осуществлялась в механоактиваторе АГО-2 с водяным охлаждением при ускорении $90g$ в воздушной среде с использованием стальных шаров диаметром 9 мм. Продолжительность МА составляла 5 мин, соотношение массы шаров к массе смеси в барабанах активатора — 20 : 1.

Процесс горения исследовался на прессованных образцах диаметром 10 мм и высотой $15 \div 18$ мм. Масса образцов составляла $2.5 \div 4$ г, а давление прессования — 100 кг/см^2 для исходной смеси и 90 кг/см^2 для активированной. Масса образцов увеличивалась с ростом содержания связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al}$ для поддержания относительной плотности в интервале $0.52 \div 0.6$.

Горение спрессованных образцов исследовалось в камере постоянного давления в инертной среде аргона при давлении 760 Торр [5–7, 10]. Процесс через смотровое стекло записывался на видеокамеру. Синтез инициировался

нагретой вольфрамовой спиралью через поджигающую таблетку состава $\text{Ti} + 2\text{B}$ с верхнего торца образца, чтобы обеспечить стабильные условия зажигания.

Скорость горения, выход смеси после МА, а также относительное удлинение образцов определялись как среднее по результатам нескольких экспериментов, погрешность определения не превышала 10 %.

Термодинамические расчеты осуществлялись с использованием программы Thermo.

Микроструктура и морфология частиц активированных смесей, а также продуктов горения исследовались методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Ultra Plus фирмы «Carl Zeiss». Для этого из продуктов синтеза смесей изготавливались шлифы.

Фракционный состав и распределение частиц смеси по размеру определяли по стандартной методике на лазерном анализаторе «Микросайзер-201С». Погрешность измерений не превышала 1.2 %.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 ($\text{Cu } K_\alpha$ -излучение).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ МА-смесей

Рентгенофазовый анализ (РФА) активированных смесей показал, что в процессе 5-минутной МА смеси $\text{Ti} + 2\text{B}$ происходит механохимический синтез и образуется продукт TiB_2 (рис. 1,а). Механохимический синтез в ходе МА смеси $\text{Ti} + 2\text{B}$ наблюдали и ранее, например, в работе [5], но там продолжительность МА в воздухе, приводящая к механохимическому синтезу, составляла 8 мин, что связано с отличием марки порошка титана.

Добавление в активируемую смесь $\text{Ti} + 2\text{B}$ связки $\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al}$ предотвращает протекание механохимического синтеза в процессе МА продолжительностью 5 мин. На рентгенограммах смесей $\text{Ti} + 2\text{B} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$ присутствуют рефлексы всех исходных компонентов, кроме аморфного бора (рис. 1,б).

Морфология и размер композитных частиц

Исходная смесь $\text{Ti} + 2\text{B}$ состоит из крупных частиц титана дендритной формы и мелких частиц бора (рис. 2,а). После 5-минутной

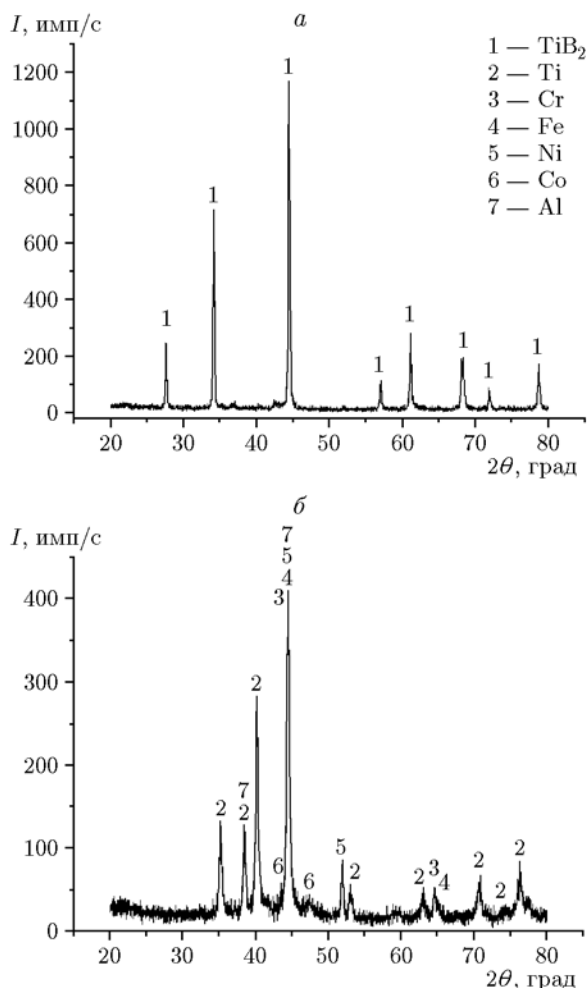


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа активированных в течение 5 мин смесей:

a — смесь Ti + 2B, b — смесь Ti + 2B + 50 % (Fe + Co + Cr + Ni + Al)

МА смесь состоит из частиц продукта — TiB_2 (рис. 2, б). При активации смеси Ti + 2B с металлической связкой Fe + Co + Cr + Ni + Al образование продукта TiB_2 не зарегистрировано. Частицы исходных металлов деформируются, разрушаются и агломерируются, формируя композитные частицы (рис. 2, в) [3, 4, 6, 7, 10].

Средний размер композитных частиц увеличивается с ростом содержания металлической связки Fe + Co + Cr + Ni + Al, в которой присутствуют пластичные металлы (рис. 3). При этом средний размер $\langle d \rangle$ частиц TiB_2 , образовавшегося после 5-минутной МА смеси Ti + 2B, меньше среднего размера частиц исходной смеси.

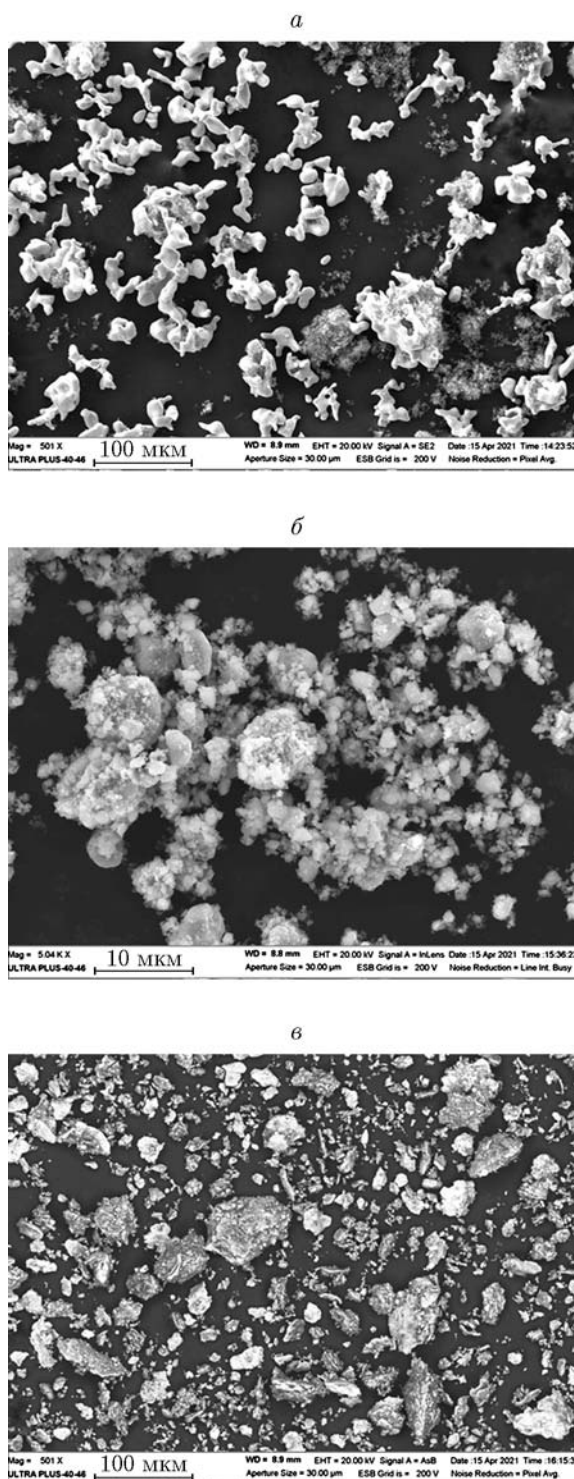


Рис. 2. Фотографии частиц исходной смеси Ti + 2B (a) и частиц механоактивированных смесей Ti + 2B (b) и Ti + 2B + 20 % (Fe + Co + Cr + Ni + Al) (c)

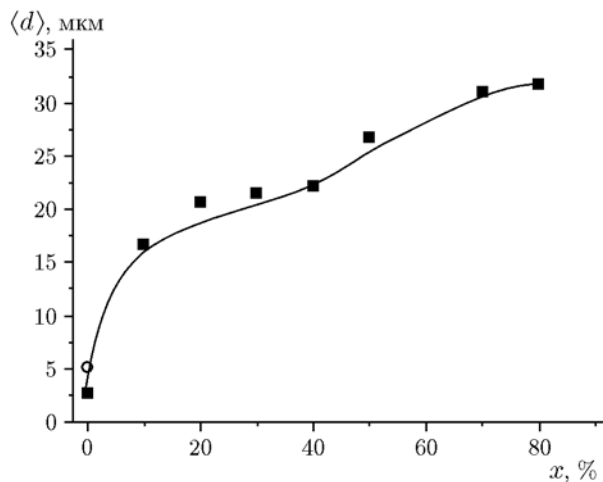


Рис. 3. Зависимость среднего размера частиц от содержания металлической связки Fe + Co + Cr + Ni + Al в порошковой смеси:

кружок — частицы исходной смеси Ti + 2B, квадраты — частицы смеси Ti + 2B + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$ после 5-минутной МА

Выход активированной смеси

Часть порошковой смеси в процессе МА налипает (наклепывается) на стенки барабанов активатора и поверхность шаров [34]. Отношение массы неналипшей активированной смеси, которую можно легко извлечь после МА из барабана, к массе исходной порошковой смеси, закладываемой в барабан перед МА, примем за выход смеси после МА. Выход активированной смеси значительно увеличивается при добавлении в смесь металлической связки Fe + Co + Cr + Ni + Al, но с увеличением содержания

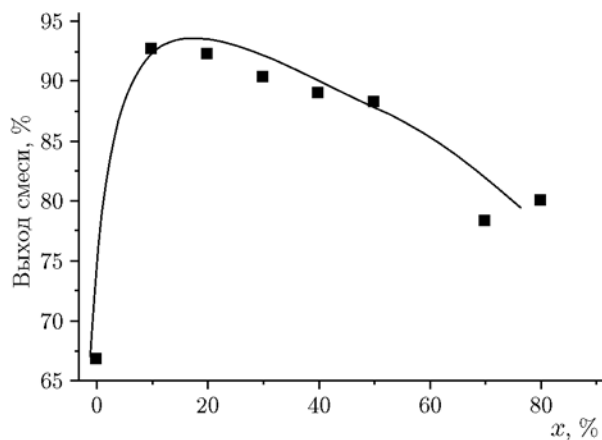


Рис. 4. Зависимость выхода активированной смеси от содержания металлической связки в смеси Ti + 2B + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$

связки наблюдается тенденция к уменьшению выхода активированной смеси (рис. 4).

Горение образцов

Максимальное массовое содержание металлической связки x , при котором удавалось инициировать горение прессованных образцов и реализовать их полное сгорание, в исходных смесях Ti + 2B + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$ составило 60 %. Благодаря механоактивации предельное значение x , при котором осуществлялось горение, увеличилось до 80 %.

Зависимости рассчитанной адиабатической температуры и измеренной экспериментально скорости горения представлены на рис. 5. Наблюдается тенденция к уменьшению

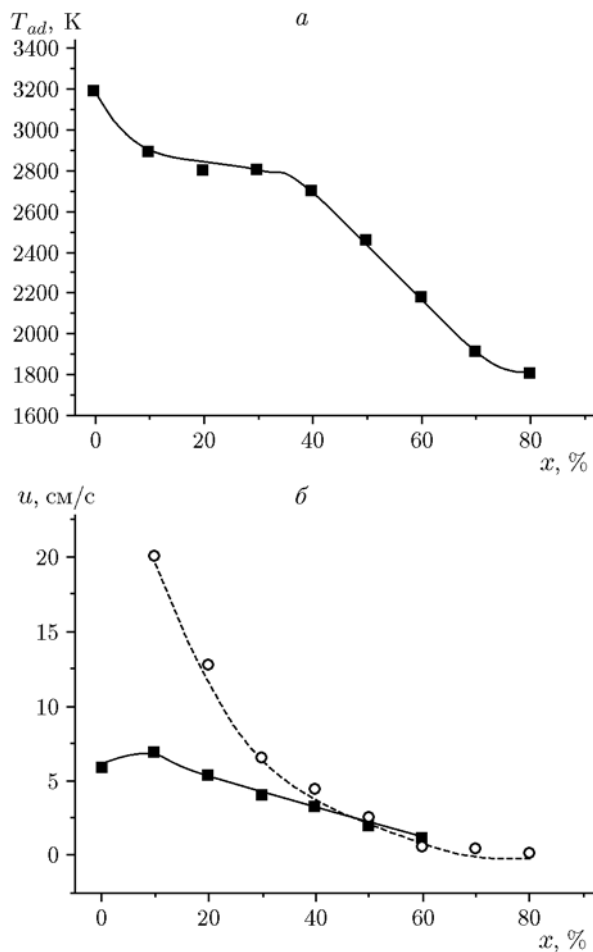


Рис. 5. Зависимость расчетной адиабатической температуры (а), скорости горения (б) исходной (квадраты) и активированной (кружки) смесей от содержания металлической связки в смеси Ti + 2B + $x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$

как температуры (рис. 5,а), так и скорости горения (рис. 5,б) с увеличением содержания металлической связки Fe + Co + Cr + Ni + Al в смеси Ti + 2B. Такая тенденция ожидаема, поскольку после добавления связки, кроме основной экзотермической реакции между титаном и бором, происходит также плавление металлов с последующим образованием многокомпонентного высокоэнтропийного сплава, которое не приводит к выделению значительного количества тепла. Также и реакции, приводящие к образованию двойного борида FeCrB, значительно менее экзотермичны по сравнению с реакцией, приводящей к образованию TiB₂.

Рентгенограммы продуктов горения исходных и активированных смесей представлены на рис. 6. При горении исходной смеси Ti + 2B без металлической связки единственной фазой в продукте является TiB₂ (рис. 6,а). При добавлении связки на рентгенограммах продуктов как МА, так и исходных смесей появляются рефлексы, соответствующие твердому раствору на основе γ -Fe с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой (МВЭС). С увеличением содержания связки до 40 % в

случае исходной смеси и до 50 % в случае МА-смеси на рентгенограмме продуктов наблюдаются также рефлексы, соответствующие твердому раствору на основе α -Fe с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой (МВЭС). На рентгенограммах продуктов горения МА-смесей с $x \geq 60$ % присутствуют также рефлексы двойного борида Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9} (рис. 6,б). Кроме того, на рентгенограммах продуктов горения всех смесей имеются следы фазы TiN. Небольшое количество азота могло содержаться в аргоне, в среде которого осуществлялся синтез.

Согласно термодинамическим расчетам и экспериментальным результатам диборид титана устойчивее остальных потенциальных боридов в данной системе и является основной фазой во всех синтезированных материалах. Это обусловлено очень сильной химической связью между Ti и B, высокой энтальпией образования из элементов и высокой температурой кристаллизации TiB₂. В режиме СВС температура адиабатического горения превышает точки плавления всех металлических компонентов данной смеси.

Механоактивация значительно увеличивает скорость горения смеси при небольшом (10, 20 %) содержании металлической связки. С увеличением содержания связки разница между скоростями горения активированной и исходной смесей уменьшается. При достижении содержания $x \geq 50$ % скорости горения активированных и исходных смесей совпадают (рис. 5,б).

Микроструктура, морфология и размеры продуктов горения

Фотографии продуктов горения исходных и активированных смесей Ti + 2B + x (Fe + Co + Cr + Ni + Al) с различным содержанием металлической связки представлены на рис. 7. Следует отметить, что образец из неактивированной смеси Ti + 2B + 70 % (Fe + Co + Cr + Ni + Al) не догорел до конца (рис. 7,а).

В процессе горения образцов, как правило, происходит изменение их геометрических размеров — усадка либо удлинение [5, 8, 9]. Видно, что при добавлении в исходную смесь Ti + 2B небольшого количества металлической связки ($x = 10$ %) значительно возрастает удлинение образцов в процессе горения. С возрастанием содержания связки до 30 % удлинение образцов

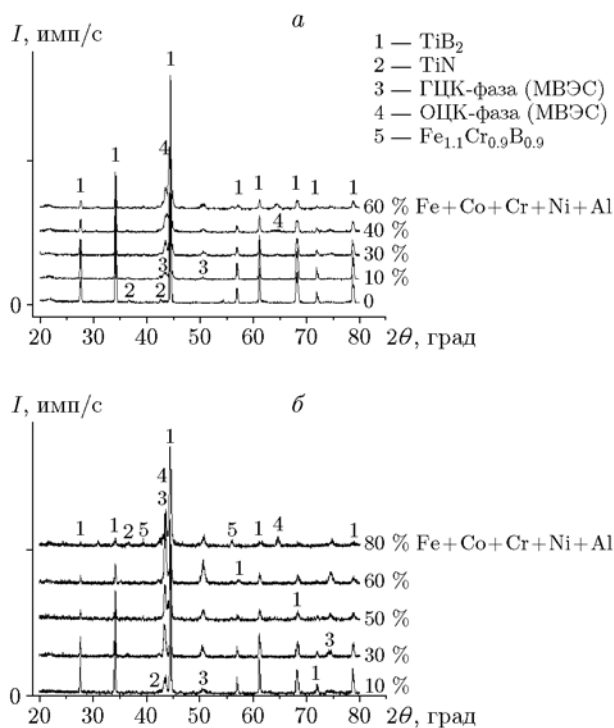


Рис. 6. Результаты рентгенофазового анализа продуктов синтеза исходной (а) и активированной (б) смесей Ti + 2B + x (Fe + Co + Cr + Ni + Al) с различным содержанием связки

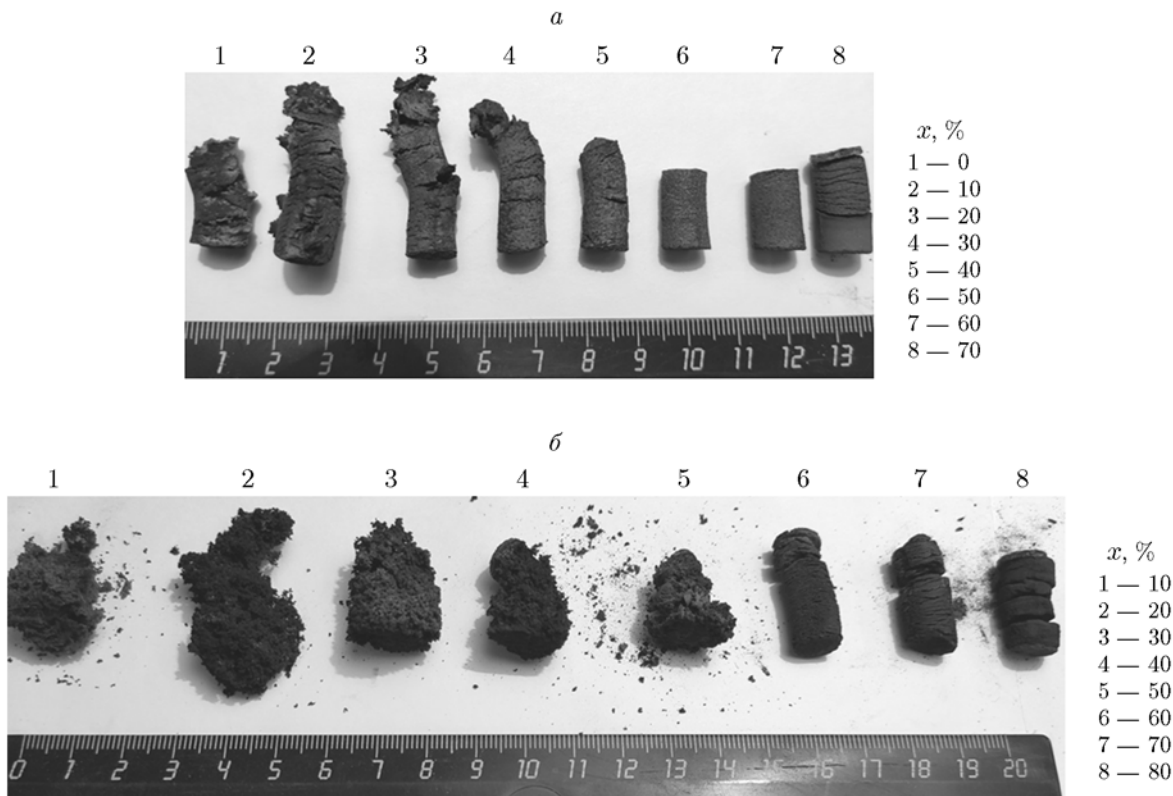


Рис. 7. Фотографии продуктов горения исходной (а) и активированной (б) смесей $\text{Ti} + 2\text{B} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$

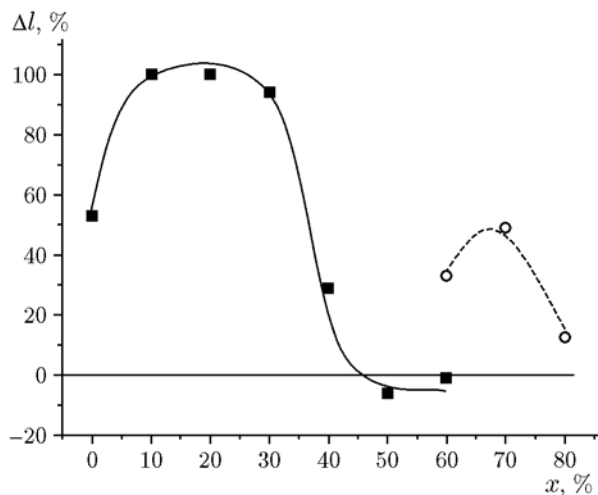


Рис. 8. Зависимость относительного изменения длины образца от содержания металлической связки в исходной (квадраты) и активированной (кружки) смесях $\text{Ti} + 2\text{B} + x(\text{Fe} + \text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Al})$

ется, а при $x = 50$ и 60 % удлинение сменяется усадкой (рис. 8).

Удлинение образца происходит за фронтом горения из-за выделения примесных газов [35–37]. При добавлении в исходную смесь $\text{Ti} + 2\text{B}$ более легкоплавкой, по сравнению с TiB_2 , металлической связки возрастает количество жидкой фазы во фронте горения, что приводит к увеличению удлинения образца в процессе горения. Это происходит при содержании металлической связки в смеси до 30 % включительно.

С увеличением содержания металлической связки уменьшается максимальная температура горения. Уменьшается также количество бора, содержащего большинство примесных газов. Эти факторы способствуют уменьшению удлинения образцов при $x = 40$ % и их усадке при $x = 50 \div 60$ % (рис. 8).

В процессе МА в обрабатываемую реакционную смесь вносятся дополнительные примесные газы [5, 8, 9]. Выделение этих газов при горении образцов приводит к образованию высокопористых продуктов реакции, теряющих начальную форму. Лишь при содержании метал-

продуктов из исходной смеси находится примерно на одном уровне, при дальнейшем увеличении содержания связки удлинение уменьша-

лической связки в активированных смесях 60 % и более продукты реакции сохраняют первоначальную форму исходных образцов, при этом наблюдается удлинение образцов при горении, в отличие от усадки в случае исходных смесей (рис. 8).

Из-за высокой пористости образцов продуктов МА смесей не удалось изготовить из них шлиф, образцы оказались очень непрочными (см. рис. 7,б). Образцы продуктов реакции исходных смесей были достаточно прочными (см. рис. 7,а), чтобы изготовить из них шлифы. Фотографии микроструктуры продуктов горения исходных смесей с различным содержанием связки представлены на рис. 9. Синтезированный материал состоит из зерен TiB_2 (темного цвета) и металлической высокоэнтропийной связки (светлого цвета). Как было показа-

но ранее, зерна керамики растут за фронтом горения [26]. Таким образом, конечный размер образовавшихся зерен диборида титана зависит от температуры горения. Температура реакции уменьшается с увеличением содержания металлической связки в смеси (см. рис. 5,а), соответственно, продукт реакции, содержащий 60 % $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ (рис. 9,б), имеет более мелкие зерна по сравнению с продуктом, содержащим 30 % металлической связки (рис. 9,а).

Результаты данной работы могут быть полезны для оптимизации получения керметов на основе МВЭС.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Механоактивация смеси $Ti + 2B$ в течение 5 мин приводит к механохимическому синтезу и образованию продукта TiB_2 . Добавление в активируемую смесь $Ti + 2B$ связки $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ предотвращает протекание механохимического синтеза в процессе 5-минутной МА.

Средний размер композитных частиц, образовавшихся при механоактивации, увеличивается с ростом содержания металлической связки в смеси.

Выход активированной смеси значительно повышается при добавлении в смесь металлической связки.

Механоактивация увеличивает массовое содержание металлической связки $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ в смеси $Ti + 2B$, при котором происходит горение образцов при комнатной температуре, до 80 %.

Механоактивация приводит к образованию продуктов горения с высокой пористостью.

Скорость и температура горения уменьшаются с увеличением содержания металлической связки $Fe + Co + Cr + Ni + Al$ в смеси $Ti + 2B$.

Методом СВС получен композитный материал, состоящий из керамики и высокоэнтропийного сплава. Размер зерен TiB_2 уменьшается с увеличением содержания металлической связки в смеси.

Автор работы признателен И. Д. Ковалеву за рентгенофазовое исследование смесей и их продуктов синтеза, А. С. Шукину за получение фотографий частиц, М. Л. Бусуриной за исследование распределения размера частиц, Б. С. Сеплярскому за полезные советы и обсуждение,

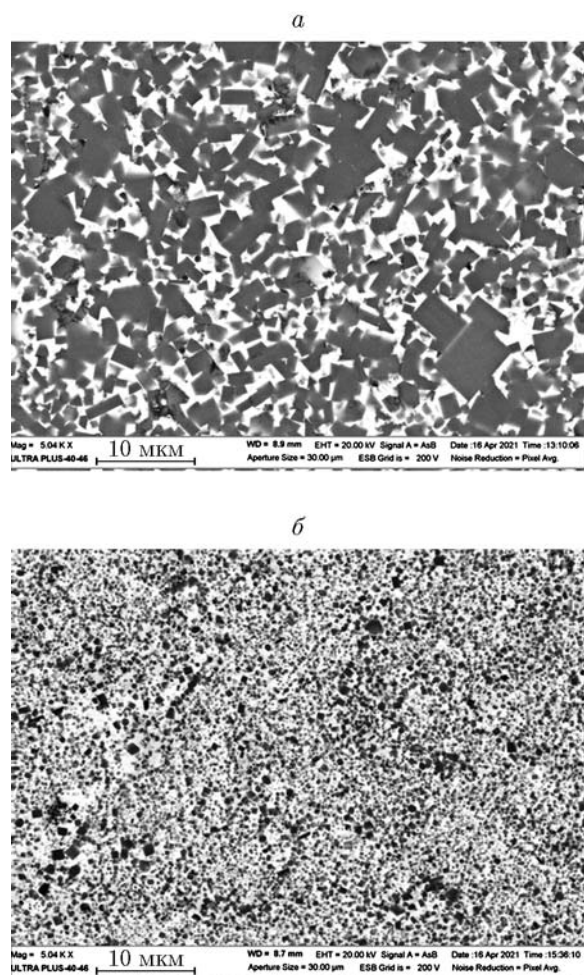


Рис. 9. Фотографии микроструктуры продуктов горения исходных смесей $Ti + 2B + x(Fe + Co + Cr + Ni + Al)$ при $x = 30\%$ (а) и 60% (б)

Р. А. Кочеткову за получение фотографий продуктов синтеза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hardt A. P., Phung P. V.** Propagation of gasless reactions in solids — I. Analytical study of exothermic intermetallic reaction rate // *Combust. Flame.* — 1973. — V. 21, N 1. — P. 77–89. — DOI: 10.1016/0010-2180(73)90009-6.
2. **Hardt A. P., Holsinger R. W.** Propagation of gasless reactions in solids — II. Experimental study of exothermic intermetallic reaction rate // *Combust. Flame.* — 1973. — V. 21, N 1. — P. 91–97. — DOI: 10.1016/0010-2180(73)90010-2.
3. **Корчагин М. А.** Тепловой взрыв в механически активированных низкокалорийных составах // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 5. — С. 77–86. — DOI: 10.15372/FGV20150509.
4. **Корчагин М. А., Филимонов В. Ю., Смирнов В. Е., Ляхов Н. З.** Тепловой взрыв в механически активированной смеси $3\text{Ni} + \text{Al}$ // *Физика горения и взрыва.* — 2010. — Т. 46, № 1. — С. 48–53.
5. **Кочетов Н. А., Вадченко С. Г.** Влияние времени механической активации смеси $\text{Ti} + 2\text{B}$ на горение цилиндрических и ленточных образцов // *Физика горения и взрыва.* — 2015. — Т. 51, № 4. — С. 77–81. — DOI: 10.15372/FGV20150410.
6. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние начальной температуры и механической активации на режим и закономерности синтеза в системе $\text{Ti} + \text{Al}$ // *Физика горения и взрыва.* — 2020. — Т. 56, № 3. — С. 69–77. — DOI: 10.15372/FGV20200307.
7. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С., Щукин А. С.** Зависимости скорости горения и фазового состава конденсированных продуктов смеси $\text{Ti} + \text{Ni}$ от времени механической активации // *Физика горения и взрыва.* — 2019. — Т. 55, № 3. — С. 63–70. — DOI: 10.15372/FGV20190308.
8. **Vadchenko S. G.** Gas emission during combustion of mechanically activated $\text{Ni} + \text{Al}$ mixtures // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2016. — V. 25, N 4. — P. 210–214. — DOI: 10.3103/S1061386216040105.
9. **Vadchenko S. G.** Gas release during combustion of $\text{Ti} + 2\text{B}$ films: Influence of mechanical alloying // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2015. — V. 24, N 2. — P. 90–93. — DOI: 10.3103/S1061386215020107.
10. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Зависимости скоростей горения и максимальных температур синтеза от начальной температуры образцов из исходной и активированных смесей $\text{Ti} + \text{Ni}$ // *Хим. физика.* — 2020. — Т. 39, № 9. — С. 39–44. — DOI: 10.31857/S0207401X20090058.
11. **Miracle D. B., Senkov O. N.** A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Mater.* — 2017. — V. 122. — P. 448–511. — DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
12. **Zhang Y., Zuo T. T., Tang Z., Gao M. C., Dahmen K. A., Liaw P. K., Lu Z. P.** Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Prog. Mater. Sci.* — 2014. — V. 61. — P. 1–93. — DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.
13. **Cantor B., Chang I. T. H., Knight P., Vincent A. J. B.** Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2004. — V. 375–377. — P. 213–218. — DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
14. **Li D. Y., Zhang Y.** The ultrahigh charpy impact toughness of forged AlxCoCrFeNi high entropy alloys at room and cryogenic temperatures // *Intermetallics.* — 2016. — V. 70. — P. 24–28. — DOI: 10.1016/j.intermet.2015.11.002.
15. **Ji W., Fu Z., Wang W., Wang H., Zhang J., Wang Y., Zhang F.** Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy // *J. Alloys Compd.* — 2014. — V. 589. — P. 61–66. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.146.
16. **Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E. H., George E. P., Ritchie R. O.** A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Sci.* — 2014. — V. 345, N 6201. — P. 1153–1158. — DOI: 10.1126/science.1254581.
17. **Gali A., George E. P.** Tensile properties of high- and medium-entropy alloys // *Intermetallics.* — 2013. — V. 39. — P. 74–78. — DOI: 10.1016/j.intermet.2013.03.018.
18. **Shahmir H., He J., Lu Z., Kawasaki M., Langdon T. G.** Evidence for superplasticity in a CoCrFeNiMn high-entropy alloy processed by high-pressure torsion // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2017. — V. 685. — P. 342–348. — DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.016.
19. **Kilmametov A., Kulagin R., Mazilkin A., Seils S., Boll T., Heilmaier M., Hahn H.** High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy // *Scripta Mater.* — 2019. — V. 158. — P. 29–33. — DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.08.031.
20. **Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K.** High-entropy alloys — a new era of exploitation // *Mater. Sci. Forum.* — 2007. — V. 560. — P. 1–9. — DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.
21. **Bhattacharjee P. P., Sathiaraj G. D., Zaid M., Gatti J. R., Lee C., Tsai C.-W., Yeh J.-W.** Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *J. Alloys Compd.* — 2014. — V. 587. — P. 544–552. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.10.237.
22. **Gu J., Ni S., Liu Y., Song M.** Regulating the strength and ductility of a cold

- rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2019. — V. 755. — P. 289–294. — DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.
23. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Kochetov N. A., Rouvimov S., Kovalev D. Yu., Shchukin A. S., Moskovskikh D. O., Nepapushev A. A., Mukasyan A. S.** Structure and properties of equiatomic CoCrFeNiMn alloy fabricated by high-energy ball milling and spark plasma sintering // *J. Alloys Compd.* — 2019. — V. 805. — P. 1237–1245. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.07.195.
24. **Кочетов Н. А., Рогачев А. С., Шукин А. С., Вадченко С. Г., Ковалев И. Д.** Механическое сплавление с частичной аморфизацией многокомпонентной порошковой смеси Fe—Cr—Co—Ni—Mn и ее электроискровое плазменное спекание для получения компактного высокоэнтروпийного материала // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия.* — 2018. — № 2. — С. 35–42. — DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.
25. **Rogachev A. S., Gryadunov A. N., Kochetov N. A., Schukin A. S., Baras F., Politano O.** High-entropy-alloy binder for TiC-based cemented carbide by SHS method // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2019. — V. 28, N 3. — P. 196–198. — DOI: 10.3103/S1061386219030117.
26. **Rogachev A. S., Vadchenko S. G., Kochetov N. A., Kovalev D. Yu., Kovalev I. D., Shchukin A. S., Gryadunov A. N., Baras F., Politano O.** Combustion synthesis of TiC-based ceramic-metal composites with high entropy alloy binder // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2020. — V. 40. — P. 2527–2532. — DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.11.059.
27. **Rajabi A., Ghazali M. J., Syarif J., Daud A. R.** Development and application of tool wear: A review of the characterization of TiC-based cermets with different binders // *Chem. Eng. J.* — 2014. — V. 255. — P. 445–452. — DOI: 10.1016/j.cej.2014.06.078.
28. **Rajabi A., Ghazali M. J., Daud A. R.** Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet — A review // *Mater. Des.* — 2015. — V. 67. — P. 95–106. — DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.081.
29. **Peng Y., Miao H., Peng Z.** Development of TiCN-based cermets: Mechanical properties and wear mechanism // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2013. — V. 39. — P. 78–89. — DOI: 10.1016/j.jrmhm.2012.07.001.
30. **Fu Z., Koc R.** Ultrafine TiB₂—TiNiFeCrCoAl high-entropy alloy composite with enhanced mechanical properties // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2017. — V. 702. — P. 184–188. — DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.008.
31. **Zhang S., Sun Y., Ke B., Li Y., Ji W., Wang W., Fu Z.** Preparation and characterization of TiB₂-(supra-nano-dual-phase) high-entropy alloy cermet by spark plasma sintering // *Metals.* — 2018. — V. 8, N 1. — P. 1–10. — DOI: 10.3390/met8010058.
32. **Fu Z., Koc R.** TiNiFeCrCoAl high-entropy alloys as novel metallic binders for TiB₂—TiC based composites // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2018. — V. 735. — P. 302–309. — DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.058.
33. **De la Obra A. G., Avilés M. A., Torres Y., Chicardi E., Gotor F. J.** A new family of cermets: Chemically complex but microstructurally simple // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2017. — V. 63. — P. 17–25. — DOI: 10.1016/j.jrmhm.2016.04.011.
34. **Kochetov N. A., Sytschev A. E.** Effects of magnesium on initial temperature and mechanical activation on combustion synthesis in Ti—Al—Mg system // *Mater. Chem. Phys.* — 2021. — V. 257. — 123727. — DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.123727.
35. **Kamynina O. K., Rogachev A. S., Sytschev A. E., Umarov L. M.** Spontaneous deformation during self-propagating high-temperature synthesis // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* — 2004. — V. 13, N 3. — P. 193–204.
36. **Камынина О. К., Рогачев А. С., Умаров Л. М.** Динамика деформации реагирующей среды при безгазовом горении // *Физика горения и взрыва.* — 2003. — Т. 39, № 5. — С. 69–73.
37. **Кочетов Н. А., Сеплярский Б. С.** Влияние механической активации гранулированных и порошковых смесей Ni + Al на скорость распространения пламени и удлинение образцов в процессе горения // *Хим. физика.* — 2018. — Т. 37, № 10. — С. 44–50. — DOI: 10.1134/S0207401X18100059.

Поступила в редакцию 16.06.2021.

После доработки 02.08.2021.

Принята к публикации 26.08.2021.