НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, 2020, том 56, № 9, с. 959–967

УДК 546621.762536.46

ВЛИЯНИЕ ГРАНУЛЯЦИИ И СОСТАВА Ni-СОДЕРЖАЩЕЙ СВЯЗКИ НА САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КАРБИДОВ СИСТЕМЫ Ti–Cr–C

© 2020 г. Б. С. Сеплярский[1, *], Р. А. Кочетков[1], Н. И. Абзалов[1], И. Д. Ковалев[1], Т. Г. Лисина[1]

[1]Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, 8, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

**e-mail: seplb1@mail.ru*

Поступила в редакцию 06.12.2019 г.
После доработки 10.03.2020 г.
Принята к публикации 25.03.2020 г.

Процессы горения и фазовый состав продуктов были исследованы для гранулированных смесей (мас. %): 70(Ti + C) + 30(3Cr + 2C) и 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C) с никельсодержащими связующими. Показано, что введение никелевой связки снижает содержание хрома в двойном карбиде (Ti, Cr) C, что является следствием взаимодействия Ni и Cr с образованием нихрома. При горении гранулированной смеси 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C) с добавлением нихрома марки Х20Н80 за одну стадию получили двойной карбид (Ti, Cr)C с нихромовой связкой, в котором, по данным рентгенографического анализа, практически отсутствуют фазы нецелевых соединений. Предложен двухстадийный механизм формирования конечных продуктов. По данным СЭМ, размер зерен продукта составляет 2–5 мкм, что на порядок меньше исходных размеров частиц титана и хрома. В отличие от трудно разрушаемых продуктов сгорания из порошковой смеси при сгорании гранулированной смеси был получен агломерат, распадавшийся на отдельные гранулы, которые можно измельчить до порошка желаемой фракции в лабораторных условиях.

Ключевые слова: СВС, металлокерамика, (Ti,Cr)C, нихром, грануляция

DOI: 10.31857/S0002337X2008014X

ВВЕДЕНИЕ

Металлокерамика на основе карбида титана TiC характеризуется высокой температурой плавления, твердостью, коррозионной стойкостью и стойкостью к абляции. Двойной карбид титана-хрома (Ti,Cr)C, сохраняя преимущества карбида титана, обладает более высокой стойкостью к окислению за счет образования защитного слоя из оксида хрома Cr_2O_3 [1]. Для уменьшения хрупкости и повышения адгезии при напылении защитных покрытий в порошки на основе двойных карбидов титана-хрома вводится металлическая связка – Ni, Mo, NiCr, Cu и др. [2, 3].

Среди известных методов получения композитов на основе двойных карбидов [4] самораспространяющийся высокотемпературный синтез (**СВС**) отличается сочетанием низкого энергопотребления, высокой скорости процесса, чистоты и однородности продукта, получаемого за один технологический цикл. Эти особенности СВС обусловлены плавлением отдельных компонентов исходной смеси в процессе синтеза, что приводит к самодиспергированию реагентов и повышению однородности продуктов синтеза [5]. В работах [6, 7] изучалось влияние содержания Cr и соотношения Ti/C на СВС двойного карбида титана-хрома. В этих работах использовались прессованные таблетки из порошковых смесей. Авторы связали смещение положения характерных пиков двойного карбида титана-хрома на рентгенограммах с изменением температуры горения при варьировании содержания компонентов смесей. В работе [8] синтез двойного карбида титана-хрома проводился в полупромышленном СВС-реакторе из порошковой смеси Ti + Cr + C с дальнейшим плакированием размолотого продукта никелем.

В данной работе для получения двойного карбида титана-хрома с металлической связкой методом СВС вместо порошковой использовали гранулированную шихту. В работе [9] показано, что при горении гранулированных смесей T + C даже при наличии металлической связки гранулы сохраняют свои размеры и не спекаются друг с другом. Грануляция исходной смеси позволяет также нивелировать влияние разного содержания примесных газов и влаги в шихте и обеспечить стабильность свойств получаемых продуктов [10].

Таблица 1. Применяемые вещества и реагенты

Компонент	Марка	Размеры частиц	
		до 50 мас. %	до 90 мас. %
Титан	ПТМ-1	<34 мкм	<54 мкм
Хром	ПХМ-1М	<24 мкм	<65 мкм
Сажа	П-803	<2.5 мкм	<4 мкм
Никель	НПЭ-1	<100 мкм	<150 мкм
Нихром	Х20Н80	<75 мкм	<142 мкм
Нихром	Х40Н60	<88 мкм	<157 мкм
Поливинилбутираль			
Спирт этиловый технический 95%			

Целью настоящей работы является исследование процесса СВС двойного карбида титана-хрома с металлической связкой из гранулированной шихты за одну стадию при различном соотношении компонентов и определение условий дробления до порошкообразного состояния. Для оценки возможности использования полученных порошков изучали микроструктуру и фазовый состав полученных продуктов горения. Сжигание порошковых смесей того же состава позволило выяснить влияние гранулирования на синтез целевого продукта.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Используемые в данной работе исходные вещества и их краткие характеристики приведены в табл. 1.

Гранулирование составов проводилось следующим образом. Исходная порошковая смесь предварительно перемешивалась в течение 4 ч в гравитационном смесителе объемом 2 л. Затем к полученной смеси добавляли 4%-ный раствор поливинилбутираля в этиловом спирте. Полученная после смешения пастообразная масса протиралась через сито с размером ячейки 1.25 мм. Для придания полученным частицам сферической формы они окатывалась на вращающейся горизонтальной поверхности. Затем частицы высушивались на воздухе в течение 10 ч и рассеивались на вибросите. В данной работе использовались гранулы с размерами 0.63–1.6 мм.

Состав исходных смесей, не содержащих связку, рассчитывался на получение конечного продукта (мас. %) $70TiC + 30Cr_3C_2$ и $80TiC + 20Cr_3C_2$. Также использовались смеси, содержащие 20 мас. % никеля или нихрома. Обозначение использованных смесей и их элементный состав приведены в табл. 2.

Выбор начального состава гранулированной смеси (М1) и связки (В1) сделан с учетом известного способа получения двойного карбида титана-хрома [8]. Основания для выбора других составов появились в ходе выполнения исследований и будут описаны ниже.

Изучение закономерностей горения выполнялось на оригинальной экспериментальной установке (рис. 1). Установка позволяет проводить синтез как без продува, так и при продуве газовым потоком, измерять расход и давление газа в процессе горения, а также получать видеозаписи процесса горения. На основании покадровой обработки видеозаписей рассчитывается скорость фронта горения. Для исключения усадки несгоревшей части засыпки в процессе горения и получения стабильных результатов перед каждым экспериментом образец продували потоком аргона.

В настоящей работе синтез проводили в атмосфере аргона. Микроструктуру полученных про-

Таблица 2. Обозначение и состав гранулированных смесей (М1–М8) и никельсодержащих связок (В1–В3)

Обозначение	Состав, мас. %	Элементный состав, мас. %			
		Ti	Cr	C	Ni
В1	Ni	–	–	–	100.0
В2	Нихром Х20Н80	–	20.0	–	80.0
В3	Нихром Х40Н60	–	40.0	–	60.0
М1	70(Ti + C) + 30(3Cr + 2C)	56.0	26.0	18.0	–
М2	80М1 + 20В1	44.8	20.8	14.4	20.0
М3	80М1 + 20В2	44.8	24.4	14.4	16.0
М4	80М1 + 20В3	44.8	28.2	14.4	12.0
М5	80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C)	64.0	17.2	18.8	–
М6	80М5 + 20В1	51.2	13.8	15.0	20.0
М7	80М5 + 20В2	51.2	17.8	15.0	16.0
М8	80М5 + 20В3	51.2	21.8	15.0	12.0

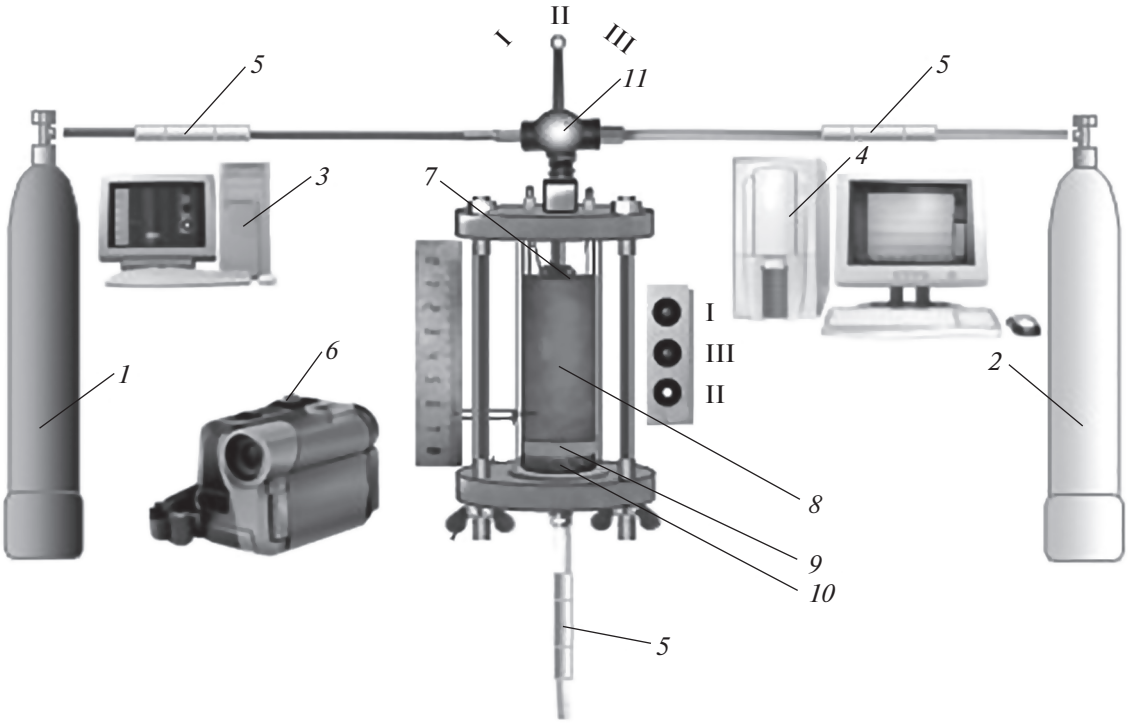

Рис. 1. Схема экспериментальной установки: *1* – баллон с азотом, *2* – баллон с аргоном, *3* – компьютер для записи видеосигнала, *4* – компьютер для записи показаний датчиков через АЦП, *5* – датчики расхода и давления, *6* – цифровая видеокамера, *7* – электрическая спираль, *8* – шихта, *9* – слой минеральной ваты, *10* – металлическая сетка, *11* – переключатель газа (положение I – азот, II – аргон, III – подача газа перекрыта).

дуктов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (**СЭМ**) на микроскопе Ultra Plus фирмы Carl Zeiss. Фазовый состав конечного продукта изучали с помощью дифрактометра ДРОН-3М с использованием монохроматического CuK_α-излучения. Съемку дифрактограмм проводили в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 20°–80°$ с шагом съемки 0.2°. Полученные дифрактограммы анализировали с использованием базы данных PDF-2.

Для выяснения влияния масштабного фактора на фазовый состав продуктов синтеза двойного карбида в работе проводилось сравнение с продуктами синтеза[1], полученными в полупромышленном СВС-реакторе.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для проверки влияния гранулирования на характер горения и фазовый состав продуктов синтеза был изучен процесс горения порошковых и гранулированных смесей М1, М2, М5, М6 на описанной выше установке (рис. 1). Средние скорости горения гранулированных смесей примерно в 1.5 раза превышали скорости горения порошковых смесей того же состава. Так, скорость горения состава М1 составляла 22 мм/с для гранулированной смеси и 14 мм/с для порошковой, а состава М2 – 9 и 6 мм/с соответственно. Горение порошковых и гранулированных смесей М5 и М6 визуально заметно различалось. Горение гранулированных смесей имело устойчивый характер. При горении порошковых смесей отсутствовал плоский фронт, что затрудняло сравнение скоростей распространения фронта горения смесей со связкой. РФА продуктов синтеза для составов без связки (М1, М5) не выявил отличий в фазовом составе для порошковых и гранулированных смесей.

Анализ видеозаписей процесса горения показал, что при горении всех смесей наблюдается послесвечение длительностью от 8 до 14 с (рис. 2). Этот факт показывает, что в смеси Ti + Cr + C химические процессы с выделением тепла продолжаются и после прохождения фронта волны горения. Для проверки этого вывода были проведены эксперименты по горению гранулированной смеси Ti + C. Эксперименты показали отсутствие послесвечения и более быстрое остывание смеси Ti + C, хотя ее температура горения выше, чем смеси Ti + Cr + C. При этом для смесей без металлической связки в продуктах горения помимо (Ti, Cr)C присутствует фаза TiC (рис. 3, дифрактограмма *1*). Однако на дифрактограммах продуктов

[1] Образцы для анализа были предоставлены В.В. Закоржевским.

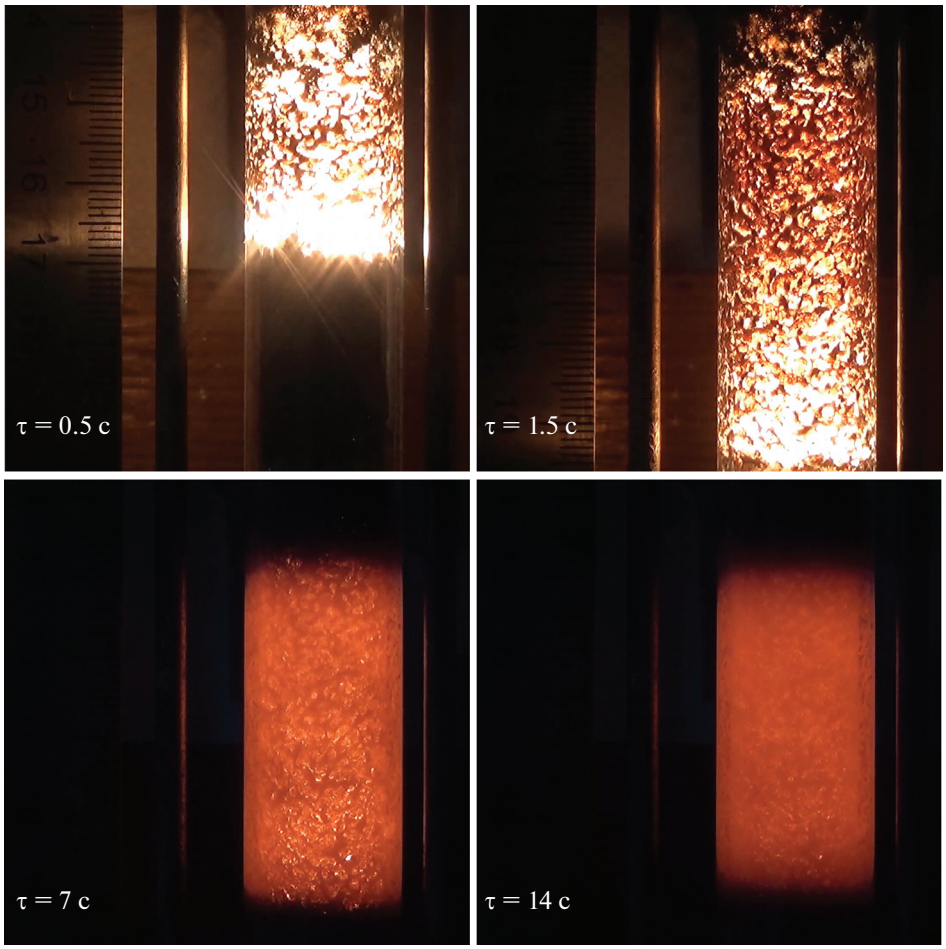

Рис. 2. Кадры видеосъемки процесса горения гранулированной смеси М5 в разные моменты времени с момента поджига.

синтеза смесей М1, полученных в полупромышленном СВС-реакторе (рис. 4, дифрактограмма *1*), фаза TiC отсутствует.

Объяснить отличие в фазовом составе продуктов, полученных в различных условиях, можно, если принять во внимание стадийность процесса химического превращения и разницу во временах остывания продуктов. В полупромышленном СВС-реакторе масса исходной смеси (12 кг) почти в сто раз больше, чем в лабораторной установке. Поэтому время остывания продуктов на порядки больше, что и обеспечивает более высокую полноту превращения. В рамках предложенного механизма становится понятным присутствие фазы TiC в продуктах горения образцов маленького объема, поскольку это самое тугоплавкое соединение (T_{melt} = 3200 K) в составе промежуточных продуктов. Лабораторные образцы успевают остыть раньше, чем завершается образование (Ti,Cr)C.

Рассмотрим влияние содержания металлической связки на фазовый состав продуктов синтеза для гранулированных смесей. РФА продуктов горения смеси М1 показал, что продукт представляет собой двойной карбид титана-хрома (Ti,Cr)C с небольшой долей TiC (рис. 3, дифрактограмма *1*). При добавлении 20 мас. % Ni (смесь М2) фазовый состав изменяется (рис. 3, дифрактограмма *2*): появляются фазы нихрома и карбидов хрома. Пики основной фазы (Ti,Cr)C смещаются в сторону меньших углов, что в соответствии с результатами [6] говорит об уменьшении растворимости хрома в двойном карбиде. В увеличенном масштабе смещение одного из пиков фазы (Ti,Cr)C при различном составе связки показано на рис. 3. Присутствие фазы нихрома свидетельствует о том, что часть хрома оказалась связана с никелем.

В отличие от образцов, полученных на лабораторной установке (рис. 3, дифрактограмма *1*), продукты, полученные в СВС-реакторе, не содержат фазы TiC, но появились фазы нихрома и карбидов хрома (рис. 4, дифрактограмма *2*). Следовательно, изменение фазового состава при введении никелевой связки как в лабораторных, так и в полупромышленных условиях является результатом изменения механизма горения и фазо-

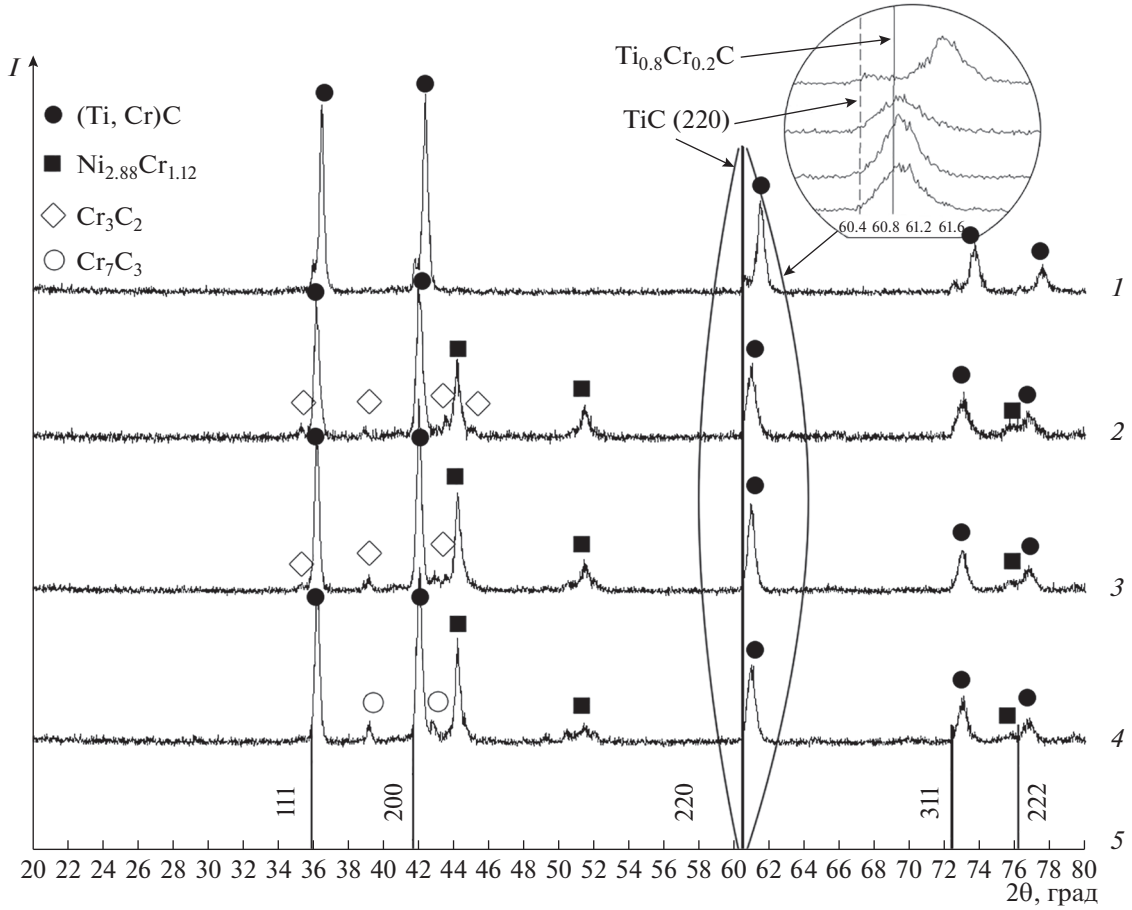

Рис. 3. Результаты РФА продуктов синтеза гранулированных смесей на основе состава (мас. %) 70(Ti + C) + 30(3Cr + + 2C): *1* – М1, *2* – М2, *3* – М3, *4* – М4 (обозначения см. в табл. 2); на дифрактограмме *5* указано положение пиков фазы TiC; в увеличенном масштабе показано смещение одного из пиков фазы (Ti, Cr)C.

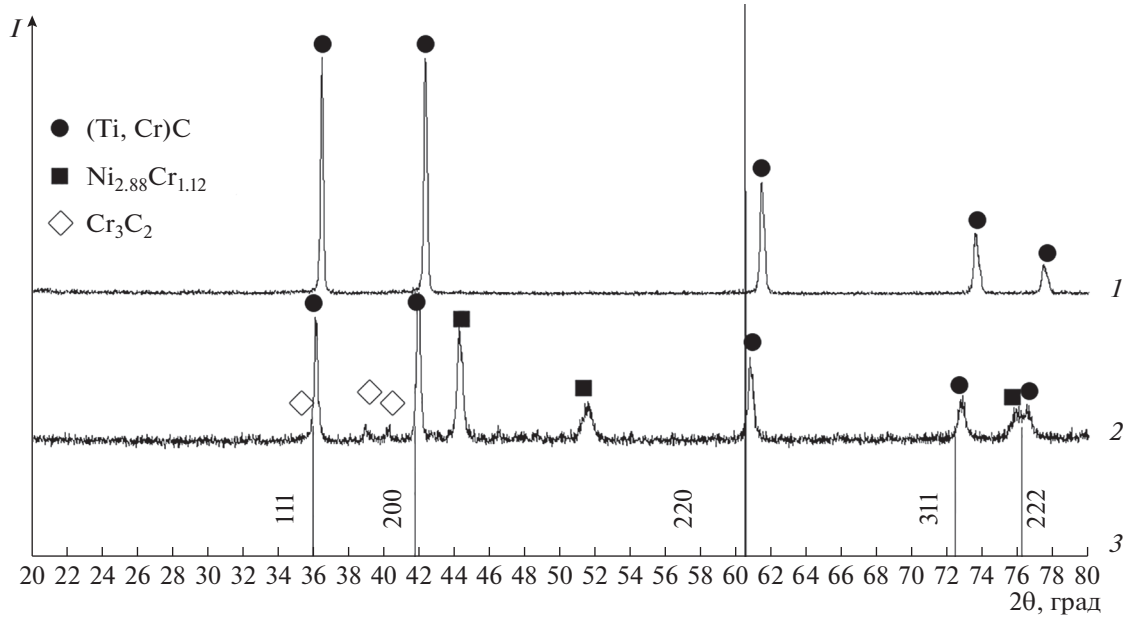

Рис. 4. Результаты РФА продуктов синтеза порошковой смеси на основе состава (мас. %) 70(Ti + C) + 30(3Cr + 2C) в полупромышленном СВС-реакторе: *1* – М1, *2* – М2 (обозначения см. в табл. 2); на дифрактограмме *3* указано положение пиков фазы TiC.

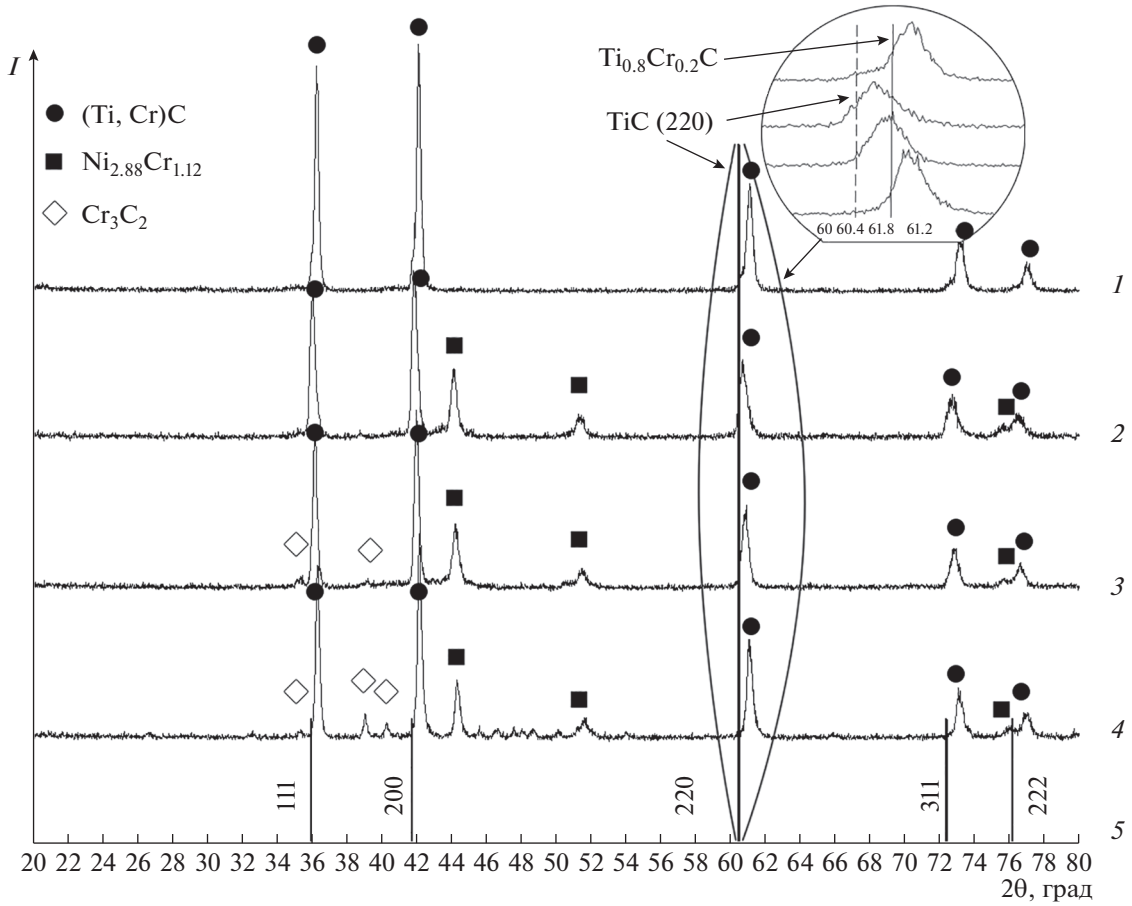

Рис. 5. Результаты РФА продуктов синтеза гранулированных смесей на основе состава (мас. %) 80(Ti + C) + 20(3Cr + + 2C): *1* – M5, *2* – M6, *3* – M7, *4* – M8; на дифрактограмме *5* указано положение пиков фазы TiC; в увеличенном масштабе показано смещение одного из пиков фазы (Ti, Cr)C.

образования при добавке никеля, а не следствием изменения размеров образца.

Наблюдаемое в случае смеси M2 снижение растворимости Cr в (Ti,Cr)C (рис. 3, дифрактограмма *2*) может быть связано с понижением температуры горения [6]. Действительно, при добавлении 20 мас. % Ni расчетная адиабатическая температура горения (T_{ad}) падает с 2700 K (состав M1) до 2350 K (состав M2). Расчет проводился с использованием программы THERMO http://www.ism.ac.ru/thermo/. Понижение температуры горения приводит к уменьшению скорости горения гранулированной смеси с 22 до 9 мм/с. Для увеличения растворимости Cr в (Ti,Cr)C и исключения образования фаз карбидов хрома необходимо повысить температуру горения [6]. Это можно обеспечить путем увеличения доли Ti + C в смеси – например, до состава M5. Расчетная адиабатическая температура горения смеси M5 равна 2950 K. При добавлении к составу M5 20 мас. % Ni (состав M6) T_{ad} понижается до 2600 K, что близко к T_{ad} состава M1. Отметим, что скорости горения гранулированных составов M5 и M6 повысились до 35 и 16.5 мм/с. Согласно данным РФА, продукты синтеза смеси M5 представляют собой двойной карбид (Ti,Cr)C с небольшой долей TiC. При добавлении Ni (смесь M6) растворимость Cr в TiC сильно падает, как и для смеси M2, – пик основной фазы смещается влево и близок к фазе TiC (см. рис. 5, дифрактограммы *1*, *2*). Таким образом, повышение температуры горения для смесей с никелевой связкой не дало ожидаемого эффекта увеличения растворимости Cr в (Ti,Cr)C, что говорит о неоднозначном влиянии температуры на механизм образования двойного карбида титана-хрома.

Добавление 20 мас. % Ni в качестве металлической связки приводит к появлению фазы $Ni_{2.88}Cr_{1.12}$ (рис. 5, дифрактограмма *2*). Значит, хром (полностью или частично) образует твердый раствор с никелем, поскольку Cr и Ni хорошо растворяются друг в друге [11]. По-видимому, Ni, имеющий более низкую температуру плавления, в волне горения плавится первым и растекается по хрому с образованием нихрома, препятствуя образованию (Ti, Cr)C такого состава, на который рассчитана исходная смесь. Для увеличения доли хрома, рас-

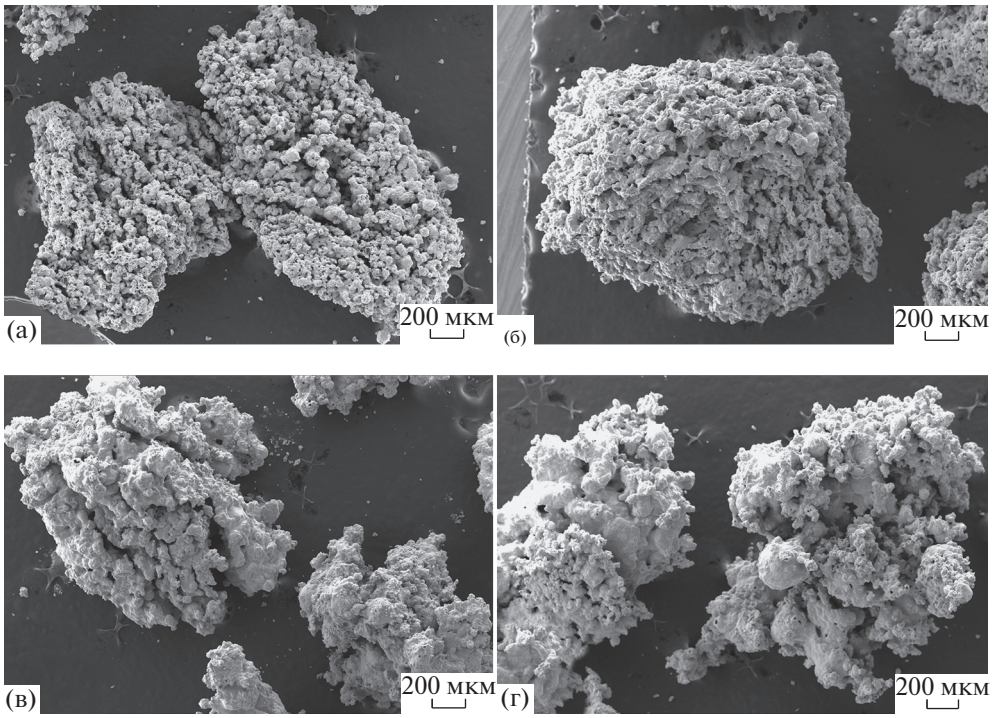

Рис. 6. Микрофотографии гранул после синтеза: а – смесь М1, б – М5, в – М3, г – М7.

ходуемого на получение двойного карбида, в дальнейших экспериментах в качестве связки вместо чистого Ni в смесь добавлялся нихром с содержанием хрома 20 и 40 мас. % (связки В2, В3 в табл. 2). Данные РФА продуктов горения смесей М3, М4, М7, М8 представлены на рис. 3 и 5, дифрактограммы *3*, *4*. На рис. 3 видно, что замена никеля на нихром (М2 на М3, М4) не привела к увеличению содержания Cr в (Ti, Cr)C, поскольку пики двойного карбида титана-хрома не смещались в сторону больших углов (см. увеличенный фрагмент рентгенограммы на рис. 3). При использовании нихрома с содержанием хрома 40 мас. % (смесь М4) появились фазы карбидов хрома и Cr_7Ni_3, что говорит об избытке Cr. Для смеси М7 при использовании нихрома с содержанием хрома 20 мас. % получается двойной карбид (Ti,Cr)C со связкой нихрома, в котором, по данным РФА, практически отсутствуют фазы нежелательных соединений (рис. 5, дифрактограмма *3*). При использовании смеси М8 (нихром с содержанием 40% хрома), как и в продуктах горения смеси М4, появляются твердые растворы на основе Cr и фазы карбида хрома (рис. 5, дифрактограмма *4*).

Отметим, что продукты синтеза всех исследованных гранулированных смесей с никельсодержащей связкой, как и без связки, представляли собой хрупкий спек из гранул того же размера, что и в исходной шихте. Рисунок 6 иллюстрирует внешний вид гранул после синтеза, которые представляют собой высокопористые хрупкие частицы. Такая морфология продуктов может объяснить легкость их измельчения до порошкообразного состояния. Причиной сохранения высокой пористости продуктов синтеза являются выделяющиеся при горении примесные газы и газообразные продукты разложения поливинилбутираля, препятствующие коагуляции жидко-твердых капель, образующихся в процессе горения. Низкая прочность полученных гранул не позволила сделать шлиф, поэтому исследование микроструктуры методом СЭМ проводилось на изломе.

Фотографии микроструктуры излома гранул после синтеза приведены на рис. 7. Важно отметить, что на всех фотографиях размер наблюдаемых зерен составляет 2–5 мкм, что на порядок меньше частиц титана и хрома. Это свидетельствует о процессе самодиспергирования исходных компонентов при горении, наблюдавшемся ранее в [5, 9].

Образец с металлической связкой, синтезированный из гранулированной шихты, можно было измельчить до порошкообразного состояния как вручную (в ступке), так и с помощью пресса при давлении ~2.5 МПа (рис. 8б). Продукты горения порошковых смесей дробились без использования пресса только в тех случаях, когда смесь не содержала связку. Образцы, содержащие металлическую связку, представляли собой прочный спек (рис. 8в), который удалось раздробить на куски размером ~5–10 мм только при помощи пресса (давление ~2.5 МПа) (рис. 8г). Дальней-

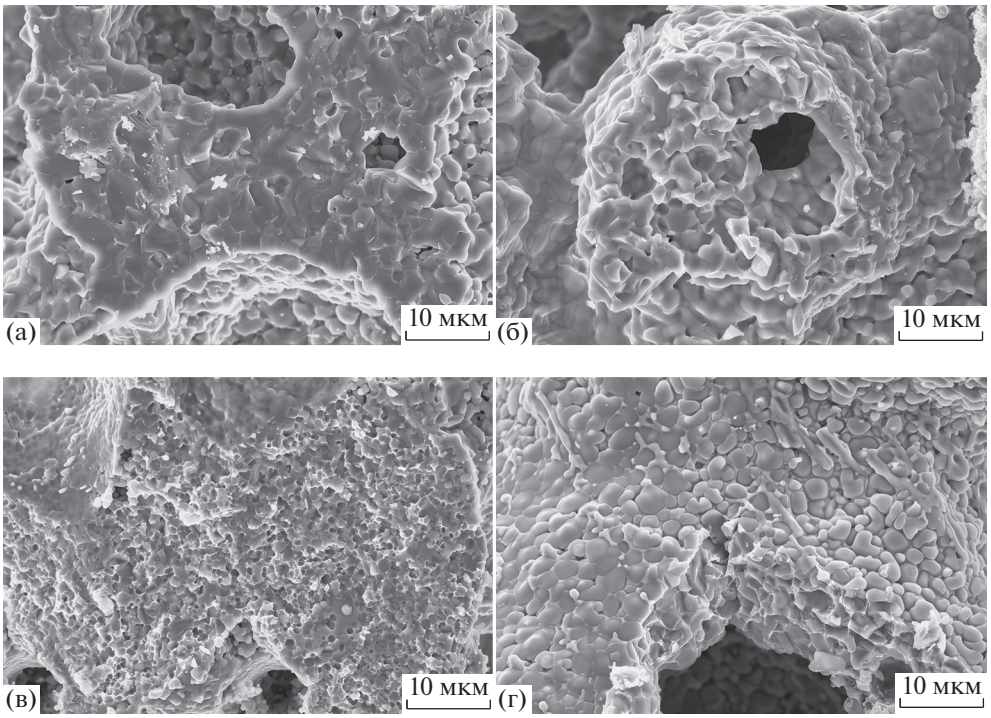

Рис. 7. Микроструктура гранул после синтеза: а – смесь М1, б – М5, в – М3, г – М7.

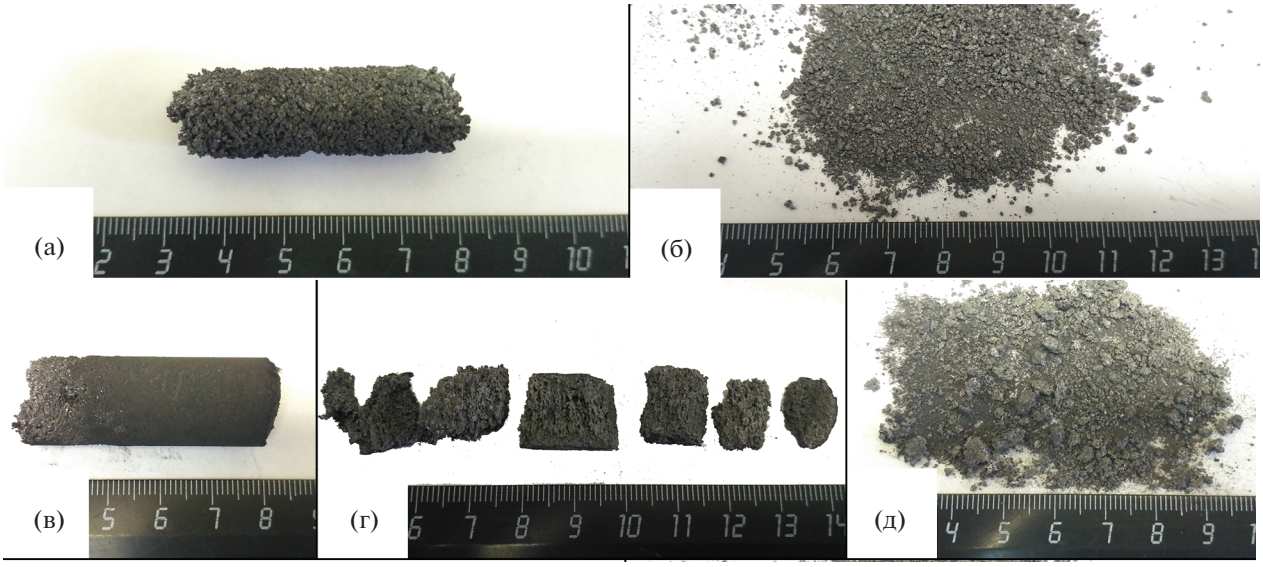

Рис. 8. Внешний вид продуктов горения гранулированной и порошковой смесей состава М6: а – образец после синтеза из гранулированной смеси, б – результат разрушения образца (а) с усилием 2.5 МПа, в – образец после синтеза из порошковой смеси, г – результат разрушения образца (в) с усилием 2.5 МПа, д – результат разрушения образца (в) с усилием 12.5 МПа.

шее дробление до частиц размером 1–2 мм потребовало давления ~12.5 МПа (рис. 8д).

Таким образом, в настоящей работе методом СВС из гранулированной смеси состава (мас. %) 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C) при добавлении 20 мас. % нихрома (Х20Н80) впервые за одну технологическую стадию получен двойной карбид (Ti, Cr)C с нихромовой связкой, в котором, по данным РФА, практически отсутствуют фазы нецелевых соединений. Продемонстрирована возможность получения порошка из синтезированного продукта вручную или под невысоким давлением пресса. Эти резуль-

таты подтверждают перспективность использования гранулированных смесей для получения композитных порошков, имеющих высокие температуру плавления, твердость, коррозионную стойкость и стойкость к абляции, используемых для различных технологических приложений, в том числе для газоплазменного напыления.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что продукты синтеза гранулированных смесей составов (мас. %): 70(Ti + C) + + 30(3Cr + 2C) и 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C), как без связки, так и с никельсодержащей связкой, в отличие от порошковых смесей представляют собой хрупкий спек из гранул исходного размера.

Установлено, что горение всех исследованных смесей происходило в две стадии: сначала проходил фронт горения, затем наблюдалось послесвечение. Предложен двухстадийный механизм образования конечного продукта, объясняющий этот эффект.

Установлено, что при введении никелевой связки уменьшается растворимость хрома в двойном карбиде (Ti, Cr)C, что является следствием взаимодействия никеля с хромом с образованием нихрома.

Выяснено, что замена никеля на нихром приводит к увеличению растворимости Cr в (Ti, Cr)C для смеси 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C).

Установлено, что для гранулированной смеси 80(Ti + C) + 20(3Cr + 2C) при использовании в качестве связки нихрома с содержанием хрома 20 мас. % за одну технологическую стадию получается двойной карбид (Ti, Cr)C со связкой нихрома, в котором, по данным РФА, практически отсутствуют фазы нецелевых соединений и который легко измельчается до порошкообразного состояния.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Komratov G.N.* Kinetics of Oxidation SHS of Titanium Carbide and Titanium and Chromium Double Carbide Powders in Air // Powder Metall. Met. Ceram. 1993. V. 32. № 6. P. 509–511. https://doi.org/10.1007/BF00560730
2. *Borisov Yu.S., Borisova A.L., Kolomytsev M.V., Masyuchok O.P., Timofeeva I.I., Vasilkovskaya M.A.* Protective and Functional Powder Coatings High-Velocity Air Plasma Spraying of (Ti, Cr)C–32 wt. % Ni Clad Powder // Powder Metall. Met. Ceram. 2017. V. 56. № 5–6. https://doi.org/10.1007/s11106-017-9898-0
3. *Varma A., Mukasyan A.S.* Combustion Synthesis of Advanced Materials: Fundamentals and Applications // Korean J. Chem. Eng. 2004. V. 21. № 2. P. 527–536.
4. *Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Левашов Е.А.* Получение методом СВС сверхтугоплавких карбидов // Технологическое горение. М., 2018. С. 247. https://doi.org/10.31857/S9785907036383000025
5. *Рогачев А.С., Мукасьян А.С.* Горение для синтеза материалов. М.: Физматлит, 2012. 400 с.
6. *Zhang W.N., Wang H.Y., Wang P.J., Zhang J., He L., Jiang Q.C.* Effect of Cr Content on the SHS Reaction of Cr–Ti–C System // J. Alloys Comp. 2008. V. 465. P. 127–131. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.10.092
7. *Zhang W.N., Wang H.Y., Yin S.Q., Jiang Q.C.* Effect Ti/C Ratio on the SHS Reaction of Cr–Ti–C System // Mater. Lett. 2007. V. 61. P. 3075–3078. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2006.11.003
8. *Vlasov V.A., Sharivker S.Yu., Ponomarev V.I., Khomenko N.Yu., Belikova A.F., Zakorzhevski V.V.* Annealing of Ti–Cr Carbide Produced by SHS // Int. J. SHS. 1997. V.6. № 4. P. 431–437.
9. *Сеплярский Б.С., Кочетков Р.А., Лисина Т.Г., Абзалов Н.И., Алымов М.А.* Фазовый состав и структура продуктов синтеза карбида титана с никелевой связкой // Неорган. материалы. 2019. Т. 55. № 11. С. 1169–1175. https://doi.org/10.1134/S0002337X19110113
10. *Seplyarskii B.S., Kochetkov R.A.* Granulation as a Tool for Stabilization of SHS Reactions // Int. J. SHS. 2017. V. 26. No. 2. P. 134–136. https://doi.org/10.3103/S106138621702011X
11. *Turchia P.E.A., Kaufmanb L., Liuc Zi-Kui.* Modeling of Ni–Cr–Mo Based Alloys: Part I – Phase Stability // Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem. 2006. V. 30. P. 70–87. https://doi.org/10.1016/j.calphad.2005.10.003