

УДК 539.89

ПОЛУЧЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО СПЕКАНИЯ

T. T. Zhou, Z. Y. Liang, Y. J. Lu, B. X. Qiao

College of Mechanical and Electrical Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China,
liangzy@nuc.edu.cn

Высокоэнтروпийные сплавы обладают заметно лучшими механическими и физическими характеристиками по сравнению с традиционными сплавами и находят широкое применение в таких отраслях промышленности, как национальная оборона, авиакосмическая техника, физика высокого давления и т. п. Получение высокоэнтропийных сплавов по большей части осуществляется методом электродуговой плавки, характеризующимся сегрегацией химических элементов и низкой продуктивностью. В настоящей работе для получения тугоплавких высокоэнтропийных сплавов (ТВЭС) применяется метод детонационного спекания механически легированных порошковых смесей тугоплавких металлов. По результатам численных расчетов были определены условия формирования твердорастворной фазы ТВЭС и минимальное детонационное давление, необходимые для детонационного спекания, а также проведены эксперименты, в которых в качестве переменной характеристики использовалось соотношение массы взрывчатого вещества к суммарной массе порошка и трубки, в которую он помещался. В результате детонационного спекания получен объемный материал, содержащий ТВЭС на основе Mo—Nb—Re—Ta—W. Спеченные материалы анализировались методами рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии, энергодисперсионной спектроскопии и т. д. Результаты показали, что полученные продукты содержат ОЦК-фазы и металлический Re, распределение химических элементов неравномерное, а ТВЭС сформировались только в некоторых частях материала, что тем не менее демонстрирует применимость используемого метода для изготовления ТВЭС.

Ключевые слова: детонационное спекание, тугоплавкие высокоэнтропийные сплавы, механическое легирование.

DOI 10.15372/FGV2023.9354

EDN GUEUYB

ВВЕДЕНИЕ

Концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) была предложена в 2004 г. [1], и с тех пор данные сплавы привлекают огромное внимание. Принято считать, что ВЭС состоят минимум из пяти химических элементов, смешанных в эквимольной или почти эквимольной пропорции, а молярная доля каждого из них составляет от 5 до 35 % [1, 2]. По мере изучения ВЭС была разработана концепция ТВЭС — тугоплавких высокоэнтропийных сплавов [3], содержащих три или более тугоплавких элемента, молярная доля которых превышает 35 %. ТВЭС наследует основные характеристики ВЭС, такие как упорядоченное расположение атомов и химическое разупорядочение, высокая энтропия, искажение кристаллической решетки, медленная диффузия. Исследования показали, что ТВЭС обладают отличными механическими характеристи-

ками — прочностью, твердостью, износостойкостью, а также высокими температурой плавления и плотностью [2, 4, 5]. Вследствие того, что механические и физические свойства ТВЭС превосходят соответствующие свойства традиционных сплавов, они имеют перспективы применения в авиакосмической отрасли, физике высокого давления и других областях.

В настоящее время ТВЭС различного состава (MoNbRe_{0.5}TaW [2], WFeNiMo [6], HfZrTiTa_{0.53} [7]) получают методом вакуумной электродуговой плавки. Однако этот метод характеризуется высокой степенью сегрегации химических элементов [8] и ограничением размера ТВЭС. Он используется главным образом для получения материала в лабораторных масштабах. Поэтому разработка нового способа получения ТВЭС в масштабах практического применения представляет собой безотлагательную техническую проблему.

Метод механического легирования — твердофазный неравновесный высокоэнергети-

ческий процесс помола в шаровой мельнице — позволяет проводить прямое легирование исходных материалов в твердофазном состоянии, при этом достигается большая взаимная растворимость элементов по сравнению с процессами высокоскоростной кристаллизации. Как следствие, механическое легирование имеет существенные преимущества при изготовлении порошковых смесей сплавов с высокой температурой плавления [9]. Метод детонационного спекания заключается в воздействии на частицы порошка ударных волн, генерируемых взрывом. Тем самым реализуется их спекание с получением плотного изделия [10, 11]. В качестве новой высокоэнергетической технологии детонационное спекание характеризуется высокими температурами и рабочими давлениями, короткой продолжительностью спекания, возможностью достигать плотность, близкую к теоретической, и отсутствием сегрегации химических элементов. Относительно традиционных методов спекания данный способ имеет уникальные преимущества с точки зрения обработки и получения материалов. В настоящей работе использовались оба метода: механическое легирование для смешивания порошков тугоплавких металлов и детонационное спекание порошковых смесей для получения объемных ТВЭС.

1. ВЫБОР ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И РАЗРАБОТКА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Самые простые структуры ВЭС — твердые растворы замещения. Они легко образуются при повышенной взаимной растворимости химических элементов, когда их атомные радиусы и электроотрицательности различаются незначительно. В настоящей работе изучаются тугоплавкие ВЭС, состоящие из элементов пятой, шестой и седьмой групп побочных подгрупп пятого и шестого периодов периодической системы [12]. ТВЭС, состоящие из тугоплавких металлов (W, Mo, Nb, Ta и т. д.), обладают высокими жаростойкостью и механическими свойствами при высоких температурах. Однако при комнатной температуре они достаточно хрупки, что затрудняет их применение на практике [13]. Разумный выбор элементов, составляющих ВЭС, позволяет получить улучшенные механические свойства металлических материалов. Как известно из исследований, добавка Re к ТВЭС на основе вольфрама может

привести к повышению вязкости и пластичности, а также снизить хрупкость сплава при комнатной температуре [14]. Поэтому в данной работе в качестве объекта исследования был выбран сплав состава $\text{Mo}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Re}_{10}\text{Ta}_{20}\text{W}_{30}$.

В работе [8] было показано, что предсказывать образование твердорастворной фазы высокоэнтропийного сплава можно с помощью трех параметров: отношение энтропии к энтальпии (Ω), разница атомных радиусов (δ) и концентрация валентных электронов (КВЭ). В соответствии с существующими исследованиями, критериями формирования фазы твердого раствора являются значения $\Omega \geq 1.1$ и $\delta \leq 6.6\%$ [15], а для предсказания типа решетки — ОЦК или ГЦК — используется параметр КВЭ. При КВЭ < 6.87 в сплаве существует только ОЦК-фаза, если же КВЭ ≥ 8.0 , то единственной фазой сплава является ГЦК-фаза. В случае, когда $6.87 \leq \text{КВЭ} < 8.0$, сплав состоит из нескольких фаз [16].

Для настоящей работы энтальпию смешения элементов, входящих в состав разрабатываемого сплава, можно получить из данных [17], а другие параметры имеются в свободном доступе в литературе. Для сплава $\text{Mo}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Re}_{10}\text{Ta}_{20}\text{W}_{30}$ характерны следующие значения: $\Omega = 3.329$, $\delta = 2.57\%$, КВЭ = 5.7. Согласно вышеописанному критерию, в данном ТВЭС должна существовать единственная твердорастворная ОЦК-фаза.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

2.1. Приготовление порошковых смесей

Чистота используемых тугоплавких порошков Mo, Nb, Re, Ta, W превышает 99.9 %, средний размер частиц находится в диапазоне $38 \div 45$ мкм («Hebei Xinda Alloy Materials Company»). Порошковую смесь готовили методом механического легирования. Порошки смешивались в вакуумном сосуде из нержавеющей стали в молярном соотношении 2 : 2 : 1 : 2 : 3. Отношение массы шаров к массе порошка составляло 3 : 1. Обработка порошков проводилась в планетарной шаровой мельнице QM-3SP4 при скорости 300 об/мин в течение 6 ч. Сосуд предварительно вакуумировался, после чего в него напускался высокочистый аргон. После механического легирования порошок отделялся от шаров просеиванием и помещался на хранение в закрытый сосуд до проведения экспериментов.

2.2. Выбор взрывчатого вещества

Для того чтобы гарантировать уплотнение металлических порошков, необходимо рассчитать минимальное детонационное давление и выбрать подходящее взрывчатое вещество (ВВ) ввиду того, что для различных порошковых материалов требуется разное давление при спекании. Из литературы хорошо известно, что детонационное давление, необходимое для детонационного спекания, прямо пропорционально твердости частиц порошка. Таким образом, для оценки минимальной скорости детонации в процессе детонационного спекания было выбрано уравнение, предложенное в работе [18]:

$$V_{d,min} = 2\sqrt{1.2 HV/\rho_e}, \quad (1)$$

где ρ_e — плотность ВВ, HV — твердость частиц порошка по Виккерсу. Минимальное детонационное давление можно получить путем подстановки уравнения (1) в следующее соотношение между детонационным давлением и скоростью детонации:

$$P_{d,min} = \rho_e v_{d,min}^2/4. \quad (2)$$

Твердость по Виккерсу сплава $Mo_{20}Nb_{20}Re_{10}Ta_{20}W_{30}$ составляет около 6 000 МПа [2, 19]. Исходя из формул (1) и (2) минимальное детонационное давление должно быть 7.2 ГПа. Поскольку используемые порошковые материалы состоят из тугоплавких твердых металлов, в работе использовался тротил различной плотности. Соответствующие параметры приведены в табл. 1.

2.3. Детонационное спекание

Был проведен эксперимент, в котором исследовалась возможность применения детонационного спекания порошка для производства высокоэнтропийного сплава посредством скользящей детонации (рис. 1). В дополнение к этому изучалось влияние отношения массы ВВ к суммарной массе порошка и трубки на ка-

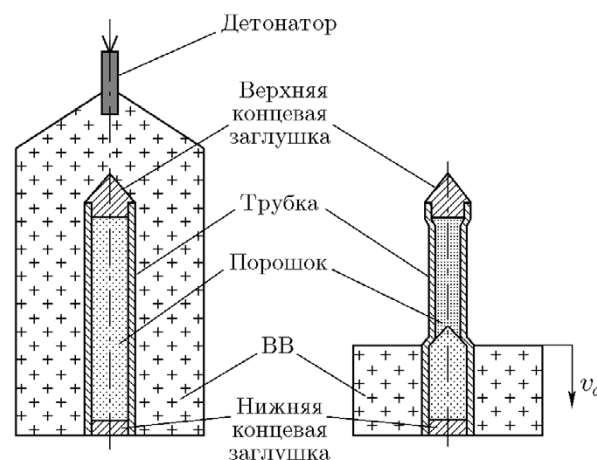


Рис. 1. Схематическое изображение устройства детонационного спекания

чество получаемых изделий. Сначала порошковые смеси помещались в трубку, подвергались прессованию до относительной плотности примерно 53 % от теоретической и вакуумировались. После этого ВВ распределялось равномерным слоем вокруг и вдоль трубки. ВВ инициировалось с помощью детонатора, что приводило к скользящей детонации. При этом формировалась ударная волна, деформирующая трубку. Под действием адиабатического сжатия, вызванного ударной волной, частицы порошка движутся с высокой скоростью, сдавливаются и сталкиваются друг с другом, что приводит к поглощению порошком энергии. В результате температура порошка возрастает, вызывая увеличение внутренней энергии. По достижении достаточно высокого детонационного давления поверхность частиц порошка начинает плавиться, что и приводит к спеканию порошкового материала.

В исследованиях детонационного спекания главным параметром чаще всего является отношение массы ВВ к массе порошка (ВВ/П) [20]. Однако в настоящих экспериментах внутренний диаметр трубки мал, в результате чего количество загружаемого порошка также мало. Следовательно, нельзя пренебрегать поглощением энергии трубкой. Таким образом, основным параметром в данных экспериментах является отношение массы ВВ к суммарной массе порошка и трубки (ВВ/ПТ). С целью изучения эффекта ВВ/ПТ проведено три эксперимента, в которых толщина слоя ВВ вокруг трубки и над ней была постоянной. Изменение параметра ВВ/ПТ осуществлялось за счет варьирования плотности ВВ (табл. 2).

Таблица 1
Характеристики тротила

ρ_e , г/см ³	v_d , м/с	P_d , ГПа
1.0	5 110	7.90
1.1	5 399	9.56
1.2	5 688	11.38

Таблица 2

Параметры экспериментов			
Номер опыта	Плотность ВВ, г/см ³	Относительная плотность порошка, %	ВВ/ПТ
1	1.0	52.83	2.70
2	1.1	52.55	2.98
3	1.2	52.73	3.24

2.4. Подготовка образцов

После экспериментов спеченные образцы извлекались из трубок. Как видно из рис. 2, извлеченные образцы претерпели радиальную усадку по всей длине трубки, исключая ее концы, что обусловлено разрежением ударной волны. Этот факт свидетельствует о том, что использование трех разных соотношений ВВ/ПТ при детонационном спекании приводит к формированию ровных объемных изделий. Однако при взгляде на спеченные материалы сверху можно увидеть отверстие в центре всех трех

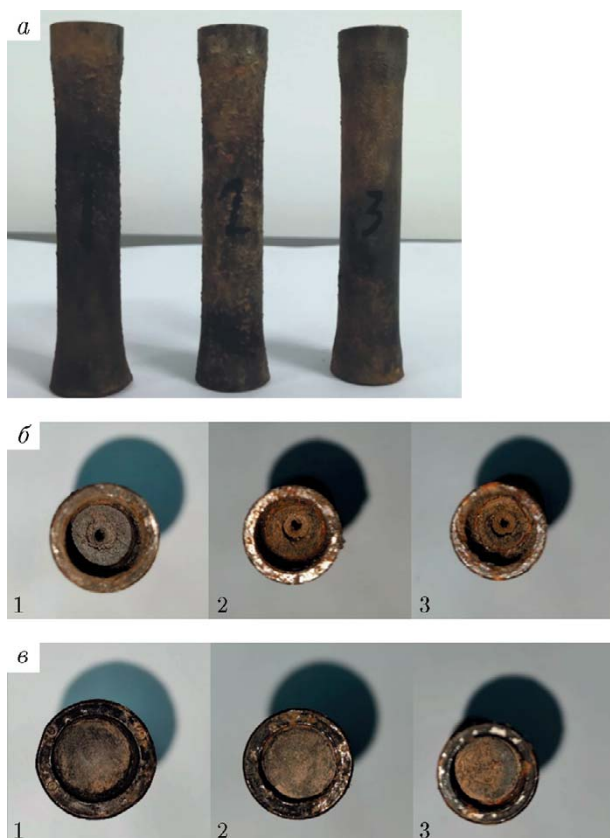


Рис. 2. Спеченные образцы: общий вид (а), вид сверху (б), вид снизу (в)

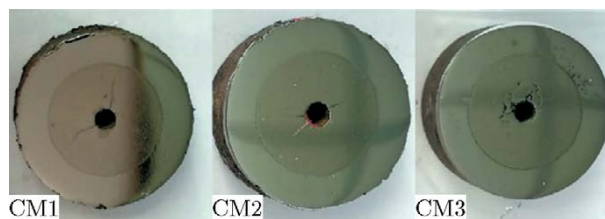


Рис. 3. Внешний вид образцов

изделий. Действие нерегулярного отражения ослабевает по направлению к нижней части спеченного сплава вследствие краевого эффекта. Следовательно, отверстие не распространяется по всей длине изделия, а исчезает ближе к его нижней части.

На рис. 3 показаны образцы, изготовленные из спеченных сплавов. Образцы толщиной 7 мм были вырезаны из средней части трех спеченных материалов при помощи установки электроэрозионной резки и обозначены как CM1, CM2 и CM3. Вырезанные образцы были отшлифованы до блеска, а затем отполированы на двухдисковом металлографическом полировальном станке МР-2А с плавным регулированием скорости.

2.5. Исследование образцов

Истинная плотность образцов определялась методом Архимеда, теоретическая плотность рассчитывалась по правилу смесей; полученные значения использовались для расчета относительной плотности. Твердость образцов по Виккерсу измерялась с использованием твердомера THVS-MDT-AX при нагрузке 1000 Н и выдержке 15 с. Фазовый состав механически легированных порошковых смесей и спеченных образцов исследовался на дифрактометре XRD, Bruker D8 DISCOVER с использованием излучения медной рентгеновской трубки. Микроструктурные исследования проводились на электронном микроскопе с полевой эмиссией SU5000, распределение и количество химических элементов анализировалось при помощи энергодисперсионного спектрометра.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Микроструктура механически легированных порошковых смесей

На рис. 4 представлены электронные микрофотографии тугоплавких металлических порошков после 6 ч обработки в мельнице (при

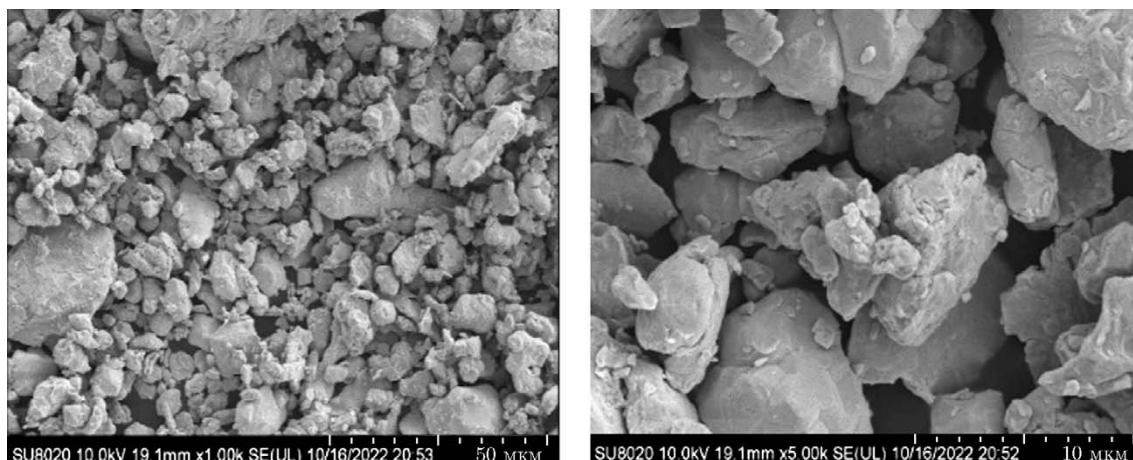


Рис. 4. Электронные изображения механически легированных порошков

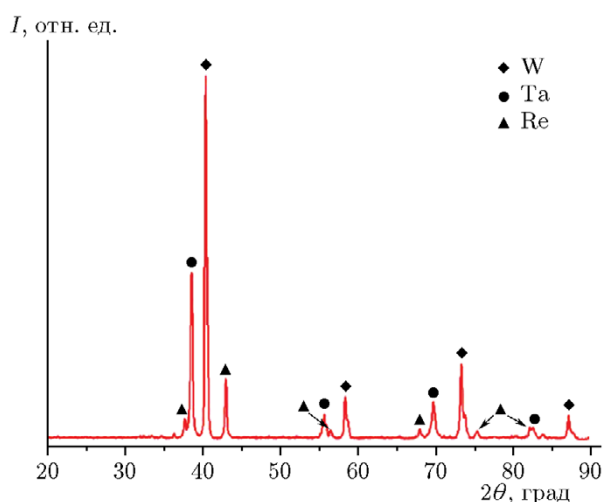


Рис. 5. Рентгенограмма порошка после механического легирования

различных увеличений). Во время ранней стадии обработки в результате значительного ударного воздействия мелющих тел наблюдается деформация частиц порошка. Вследствие этого частицы имеют неправильную форму и различный размер. Яркая и гладкая поверхность частиц порошка говорит об отсутствии холодной сварки в ходе их обработки. Как показали карты распределения, химические элементы Mo, Nb, Re, Ta, W распределяются неравномерно по исследуемой поверхности. Данный факт свидетельствует об отсутствии диффузионных процессов во время механической обработки порошков. Рентгенограмма обработанного порошка (рис. 5) характеризуется наличием только металлических фаз W, Re, Ta. Рефлексы Mo и Nb на рентгенограмме отсут-

ствуют. Сопоставление результатов, полученных методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии, дает понять, что состав материала представлен отдельными химическими элементами или твердыми растворами. Таким образом, исчезновение Nb и Mo может быть связано с уширением рефлексов Ta и W, обусловленным формированием твердых растворов.

3.2. Макроскопический анализ спеченных сплавов

Вследствие высоких значений плотности тротила и детонационного давления в проведенных экспериментах возникал ощутимый эффект нерегулярного отражения. Прямые и отраженные волны накладывались, вызывая сме-

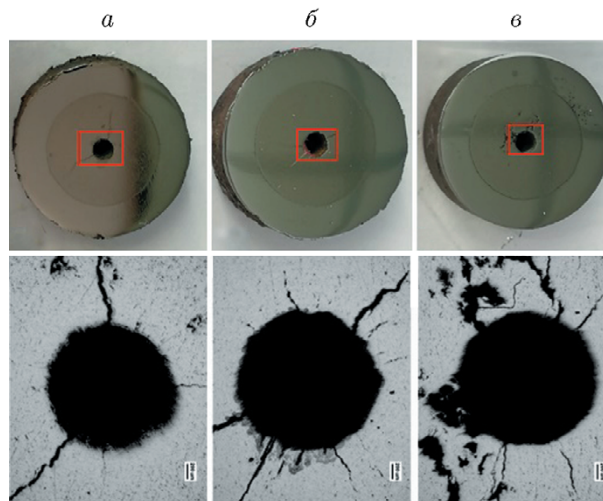


Рис. 6. Внешний вид образцов CM1 (а), CM2 (б), CM3 (в)

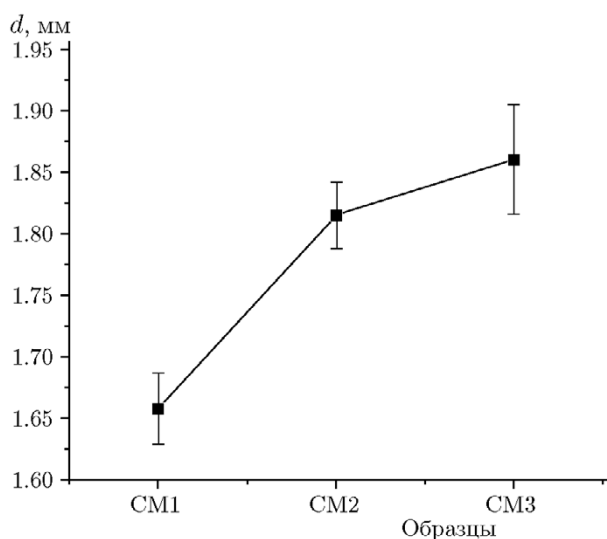


Рис. 7. Диаметр отверстий Маха

шение, которое приводило к появлению новой прочной прерывистой поверхности между тройной фазовой точкой и осью. Это, в свою очередь, вызывало образование отверстий Маха как в спеченных сплавах, так и в расплавленном материале вокруг данных отверстий (рис. 6). Кроме того, увеличение соотношения ВВ/ПТ приводило к возрастанию диаметра отверстий Маха (d), как показано на рис. 7. Отражение волны разрежения по оси вслед за волной Маха способствовало увеличению количества радиальных трещин в образце. Таким образом, в спеченных изделиях под действием растягивающих напряжений, вызванных волной разрежения, возникали трещины, распространяющиеся от отверстий Маха к периферии образцов [21]. При более мощной волне Маха формировалась бы более сильная волна разрежения, что вызвало бы большую степень разрушения материала. В образце CM3 наблюдаются достаточно заметные пустоты, сформированные пересечением периферийных и радиальных трещин, что свидетельствует о чрезмерно высоком детонационном давлении в данном эксперименте. Важно отметить, что более высокое детонационное давление нанесло бы более серьезные повреждения вблизи оси спеченного сплава.

3.3. Микроскопический анализ спеченных сплавов

На рис. 8 показаны рентгенограммы спеченных образцов. Все материалы имеют одинаковый фазовый состав, представленный ОЦК-

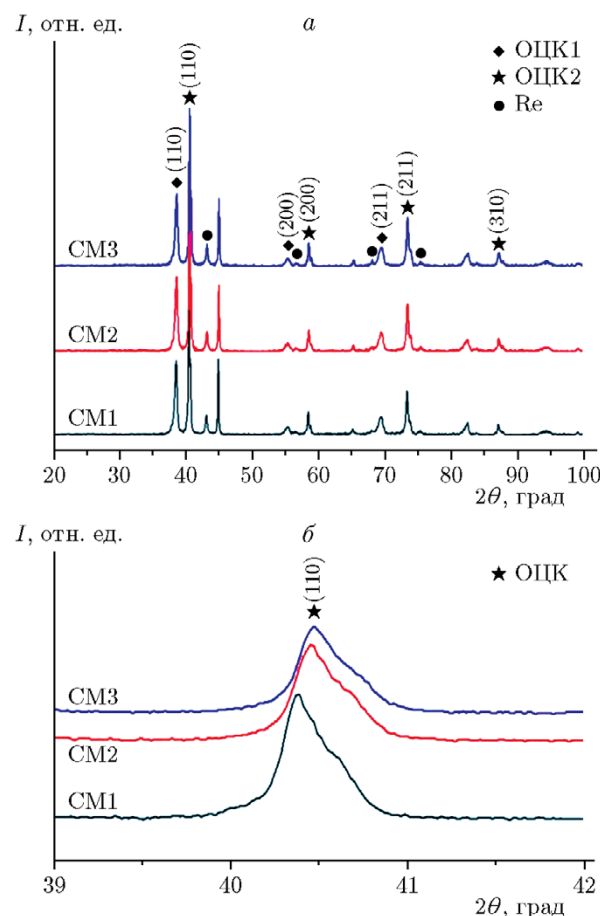


Рис. 8. Рентгенограммы спеченных образцов

структурами и чистым рением. Идентичность рентгенограмм спеченных материалов показывает, что изменение соотношения ВВ/ПТ практически не оказывает влияния на фазовый состав. Согласно рис. 8, *б*, на котором изображены самые высокие рефлексы (110), с увеличением плотности ВВ самый сильный рефлекс сдвигается в сторону больших углов дифракции. Это можно объяснить тем, что увеличение плотности ВВ приводит к росту энергии соударения, в результате чего зёрна материала сжимаются и параметры решетки сплава уменьшаются.

Изображения микроструктуры спеченных образцов, полученные методом растровой электронной микроскопии неповрежденных участков материалов, представлены на рис. 9. Под действием высокого давления ударной волны частицы порошка претерпели значительную пластическую деформацию, некоторые частицы сплава приобрели вытянутую форму. Данная пластическая деформация способствует за-

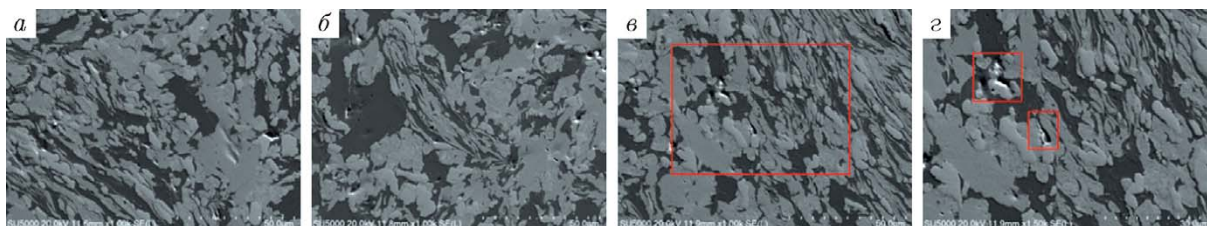


Рис. 9. Микроструктура образцов сплава:

a — SM1, *б* — SM3, *в* — SM2, *г* — увеличенное изображение образца SM2

полнению межчастичного пространства и, соответственно, уплотнению. Более того, межфазные контакты в неповрежденных областях сплавов, полученных во всех трех экспериментах, являются крайне прочными. Столкновение частиц сопровождается образованием микроструй в результате пластической деформации, как показано на рис. 9,б. Образование микроструй способствует схлопыванию пор за счет течения материала, что ускоряет поглощение энергии и деформационные процессы. Все три образца содержат микропоры. Наличие пустот может быть связано с некорректным процессом вакуумирования трубки с порошком, из-за чего остаточный воздух в порошке становится причиной пористости. Однако остаточный воздух является не только препятствием для достижения 100%-й относительной плотности после детонационного спекания, но и фактором, снижающим твердость спеченных сплавов. На увеличенном изображении области микроструктуры образца SM2 присутствуют следы расплавленного материала, окружающего микропоры. Данное наблюдение позволяет предположить, что остаточный воздух, содержащийся в микропорах, претерпевает адиабатическое сжатие под действием ударной волны, нагреваясь и расплавляя окружающий металл.

Полученные энергодисперсионные спектры сплава демонстрируют неравномерное распределение химических элементов по сканируемой поверхности. Сигнал от Ta, Nb и Mo представлен неравномерно распределенными пятнами неправильной формы. Более того, все химические элементы в сплаве не растворены друг в друге полностью, а присутствуют в виде отдельных металлов или переходных фаз. Полное смешение всех пяти компонентов реализуется только в некоторых локальных областях, что означает, что ТВЭС в спеченных образцах сформировался только локально. Этому явлению есть две причины. Во-первых, ко-

роткое время механической обработки исходных порошков (6 ч) приводит к их агломерированию и неравномерному распределению. С учетом правила сплавообразования и результатов энергодисперсионной спектроскопии [22] мы обнаружили, что Nb и Mo, имея более низкие температуры плавления, диффундируют с большей скоростью и растворяются в других металлах раньше. Это приводит к их значительному растворению и частичной агломерации, наряду с образованием переходных фаз (таких, как WMo, TaNb, MoNb) и ТВЭС. Во-вторых, шести часов обработки тугоплавких порошков в мельнице недостаточно для получения мелкого порошка сплава; частицы порошка превышают необходимый размер, требуемый для детонационного спекания. Следовательно, плавление частиц сплава происходит только на его поверхности под действием ударной волны, в то время как внутренний объем частиц остается неизменным. В результате этого металлы перемешиваются только на поверхности частиц порошка. В заключение следует отметить необходимость дальнейшей оптимизации и улучшения процессов измельчения и гомогенизации металлических порошковых смесей.

3.4. Механические свойства

Плотность спеченных образцов определялась методом Архимеда, теоретическая плотность рассчитывалась исходя из правила смесей

$$\rho = \sum w_i A_i / \sum \frac{w_i A_i}{\rho_i} \quad (3)$$

и составляет 14.82 г/см³. Здесь A_i — молярная масса каждого элемента, w_i — молярная доля компонента, ρ_i — плотность элемента. Значения относительной плотности материалов, полученных методом детонационного спекания

Таблица 3
Плотность спеченных материалов

Образец	ВВ/ПТ	Плотность, г/см ³	Относительная плотность, %
СМ1	2.70	14.13	95.34
СМ2	2.98	14.05	94.80
СМ3	3.24	13.82	93.25

при различных соотношениях ВВ/ПТ, приведены в табл. 3. Ввиду перепрессовки порошка и наличия остаточного воздуха плотность образцов после экспериментов оказалась заметно ниже теоретического значения. Относительная плотность образцов убывала при увеличении соотношения ВВ/ПТ.

Полученные методом детонационного спекания материалы могут выполнять функции целевого сплава, если не учитывать торцевые части спеченных образцов, низкое качество которых обусловлено краевыми эффектами. В связи с этим для измерения твердости образцов была выбрана их средняя часть. Для изучения распределения твердости по сечению спеченных образцов вдоль его радиуса были взяты три точки — А, Б, В. Расстояние между каждой точкой и центром сечения составляло 2, 3 и 4 мм соответственно (рис. 10, а). Для снижения погрешности измерений в каждой точке проводилось по пять измерений, а за величину твердости принималось среднее значение. На рис. 10, б показаны значения твердости по

Виккерсу в каждой исследуемой точке. Твердость образцов увеличивается при удалении от их центра, что обусловлено неравномерностью косо́й ударной волны, возникшей при скользящей детонации в процессе детонационного спекания. Кроме того, твердость материала возрастает с увеличением соотношения ВВ/ПТ.

ВЫВОДЫ

В данной работе исследовался способ получения тугоплавких высокоэнтропийных сплавов методом детонационного спекания. В результате теоретического анализа определены легирующие элементы и параметры спекания. Посредством экспериментов по детонационному спеканию были получены ТВЭС систем Mo—Nb—Re—Ta—W и Mo—Nb—Ta—W. Спеченные объемные материалы характеризуются высокими плотностью и твердостью. По результатам их исследования сделаны следующие выводы.

(1) Продемонстрирована принципиальная возможность получения высокоэнтропийных сплавов системы Mo—Nb—Re—Ta—W методом детонационного спекания.

(2) Перемешивание порошков тугоплавких металлов методом механического легирования в течение 6 ч оказалось недостаточным временем обработки. Распределение элементов в обработанном порошке было неравномерным, частицы порошка — относительно крупными, а подготовленный порошок не удовлетворял требованиям технологии детонационного спекания.

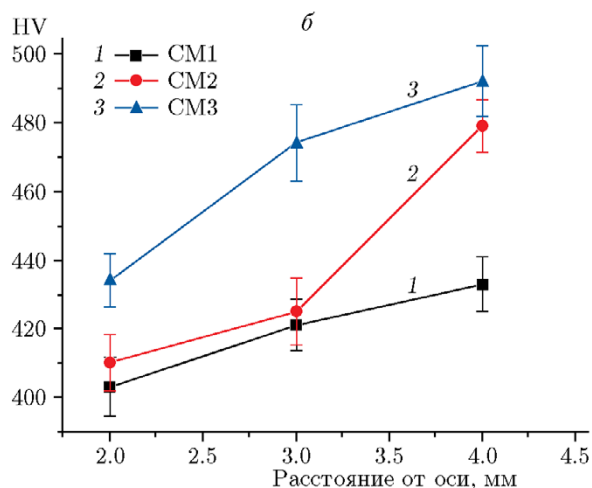
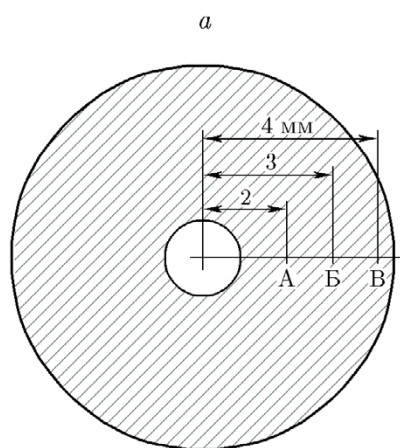


Рис. 10. Пояснительная схема измерения твердости:

а — расположение точек индентирования, б — распределение значений твердости в образцах

(3) Технология детонационного спекания позволяет получать высокоплотные объемные материалы, обладающие высокой твердостью. Характерные значения относительной плотности и твердости полученных сплавов составляют не менее 93.25 % и до 492 HV соответственно.

(4) Параметр элементарной ячейки сплава, как и плотность, постепенно уменьшается при увеличении соотношения массы взрывчатого вещества к сумме масс порошка и трубки. При этом твердость сплава в одной и той же точке сечения возрастает с увеличением данного соотношения.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено в рамках проекта, финансируемого Shanxi Science and Technology Department (grant 20210302124210).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Yeh J. W., Lin S. J., Chin T. S., Gan J. Y., Chen S. K., Shun T. T., Tsau C. H., Chou S. Y. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements // *Metall. Mater. Trans. A*. — 2004. — V. 35, N 8. — P. 2533–2536. — DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.
2. Wei Q., Luo G., Zhang J., Chen P., Shen Q., Zhang L. Effect of raw material forms on the microstructure and mechanical properties of MoNbRe_{0.5}TaW high-entropy alloy // *Mater. Sci. Eng.: A*. — 2020. — V. 794. — P. 139632. — DOI: 10.1016/j.msea.2020.139632.
3. 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.
4. Senkov O. N., Wilks G. B., Scott J. M., Miracle D. B. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys // *Intermetallics*. — 2011. — V. 19, N 5. — P. 698–706. — DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.
5. Poulia A., Georgatis E., Lekatou A., Karantzalis A. E. Microstructure and wear behavior of a refractory high entropy alloy // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2016. — V. 57. — P. 50–63. — DOI: 10.1016/j.jrmhm.2016.02.006.
6. Liu X. F., Tian Z., Zhang X. F., Chen H. H., Liu T. W., Chen Y., Wang Y. J., Dai L. H. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy // *Acta Mater.* — 2020. — V. 186. — P. 257–266. — DOI: 10.1016/j.actamat.2020.01.005.
7. Zhang Z., Zhang H., Tang Y., Zhu L., Ye Y., Li S., Bai S. Microstructure, mechanical properties and energetic characteristics of a novel high-entropy alloy HfZrTiTa_{0.53} // *Mater. Des.* — 2017. — V. 133. — P. 435–443. — DOI: 10.1016/j.matdes.2017.08.022.
8. Qiao D. X., Jiang H., Chang X. X., Lu Y. P., Li T. J. Microstructure and mechanical properties of VTaTiMoAl_x refractory high entropy alloys // *Mater. Sci. Forum.* — 2017. — V. 898. — P. 638–642. — DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.898.638.
9. Qi F. B., Liang X. B., Tong Y. G., Chen Y. X., Zhang Z. B. Effect of milling time on the preparation of NbMoTaW high-entropy alloy powder by mechanical alloying // *Rare Met. Mater. Eng.* — 2019. — V. 48, N 8. — P. 2623–2629. — (in Chinese).
10. Li J. B., Lu M., Ai Y. B., Tao C., Xiong Y. Synthesis of bulk amorphous alloy from Fe-base powders by explosive consolidation // *Metals*. — 2018. — V. 8, N 9. — P. 727. — DOI: 10.3390/met8090727.
11. Karimi Y., Mehdipoor A., Alizadeh A. Consolidation of bulk TiB₂ by underwater explosive compaction // *Ceram. Int.* — 2016. — V. 42, N 10. — P. 11543–11547. — DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.03.232.
12. Liu X. F. Preparation, microstructure and properties of refractory high-entropy alloys: PhD Thesis / Beijing Univ. of Technology. — Beijing, 2015. — (in Chinese).
13. Gu T., Wang L., Hu Q., Liang X., Fu D., Chen Y., Zhao X., Sheng Y. Effect of mechanical alloying and sintering behavior on the microstructure and properties of NbMoTaWRe refractory high entropy alloy // *Met. Mater. Int.* — 2022. — V. 28, N 11. — P. 2571–2582. — DOI: 10.1007/s12540-021-01165-6.
14. Mutoh Y., Ichikawa K., Nagata K., Takeuchi M. Effect of rhenium addition on fracture toughness of tungsten at elevated temperatures // *J. Mater. Sci.* — 1995. — V. 30, N 3. — P. 770–775. — DOI: 10.1007/BF00356341.
15. Yang X., Zhang Y. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys // *Mater. Chem. Phys.* — 2012. — V. 132, N 2-3. — P. 233–238. — DOI: 10.1016/j.matchemphys.2011.11.021.
16. Guo S., Ng C., Lu J., Liu C. T. Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys // *J. Appl. Phys.* — 2011. — V. 109, N 10. — P. 103505. — DOI: 10.1063/1.3587228.

17. **Takeuchi A., Inoue A.** Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element // *Mater. Trans.* — 2005. — V. 46, N 12. — P. 2817–2829. — DOI: 10.2320/matertrans.46.2817.
18. **Chen X., Sun W., Li X., Wang X., Yan H., Li K.** Experimental and numerical studies on W-Cu functionally graded materials produced by explosive compaction-welding sintering // *Fusion Eng. Des.* — 2018. — V. 137. — P. 349–357. — DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.10.016.
19. **Bhandari U., Zhang C., Zeng C., Guo S., Yang S.** Computational and experimental investigation of refractory high entropy alloy $\text{Mo}_{15}\text{Nb}_{20}\text{Re}_{15}\text{Ta}_{30}\text{W}_{20}$ // *J. Mater. Res. Technol.* — 2020. — V. 9, N 4. — P. 8929–8936. — DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.06.036.
20. **Farinha A. R., Mendes R., Baranda J., Calinas R., Vieira M. T.** Behavior of explosive compacted/consolidated of nanometric copper powders // *J. Alloys Compd.* — 2008. — V. 483, N 1-2. — P. 235–238. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.08.120.
21. **Chen Y. L., Hu Y. H., Hsieh C. A., Yeh J. W., Chen S. K.** Competition between elements during mechanical alloying in an octonary multi-principal-element alloy system // *J. Alloys Compd.* — 2009. — V. 481, N 1-2. — P. 768–775. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.03.087.
22. **Carton E. P., Stuivinga M., Verbeek H. J.** Crack prevention in shock compaction of powders // *AIP Conf. Proc.* — 2008. — V. 429, N 1. — P. 549–552. — DOI: 10.1063/1.55564.

Поступила в редакцию 11.05.2023.

После доработки 27.07.2023.

Принята к публикации 11.10.2023.
