

УДК 621.762

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МНОГОЭЛЕМЕНТНОГО КАРБИДА $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$

© 2021 г. Н. А. Кочетов¹, *, И. Д. Ковалев¹

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

*e-mail: kolyan_kochetov@mail.ru

Поступила в редакцию 10.07.2020 г.

После доработки 12.08.2020 г.

Принята к публикации 14.08.2020 г.

Двухэтапной высокоэнергетической механической обработкой (ВЭМО) синтезирован многоэлементный карбид $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$. Установлены оптимальные параметры механической обработки порошковой смеси металлов, необходимые для образования высокоэнтропийного сплава (ВЭС) TaZrHfNbTi , использованного для синтеза сложного карбида. Показано, что ВЭМО смеси порошков Ta, Zr, Hf, Nb и Ti в планетарной мельнице АГО-2 в течение 15 мин с ускорением 90g приводит к формированию ВЭС TaZrHfNbTi с дефектной кристаллической структурой. Установлено, что длительность обработки полученного металлического ВЭС в смеси с сажей для образования многоэлементного карбида $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ составляет 30 мин. Методом высокотемпературной рентгенографии исследована термическая устойчивость полученного карбида. Показано, что многоэлементный карбид $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ в условиях изотермической выдержки в течение 5 ч при 800–1200°C стабилен. Выделения отдельных карбидных фаз не наблюдается. В условиях динамического вакуума при температуре более 1000°C происходит частичное окисление $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$.

Ключевые слова: многоэлементный карбид, высокоэнтропийный сплав, высокоэнергетическая механическая обработка, высокотемпературная рентгенография

DOI: 10.31857/S0002337X20120106

ВВЕДЕНИЕ

Синтез и исследование свойств нового класса металлических материалов – высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) – является перспективным научным и прикладным направлением развития материаловедения [1–6]. ВЭС являются соединениями, содержащие пять или более металлов и образующие однофазный твердый раствор. Содержание каждого элемента должно быть в пределах 5–35 ат. %. Классическими примерами ВЭС являются многокомпонентные сплавы, в которых элементы находятся в равной атомной доле. Благодаря особенностям кристаллической структуры они сочетают ряд важных свойств: высокую износостойкость, твердость, механическую прочность и коррозионную стойкость [7–15]. ВЭС находят применение также в качестве связки для керамических зерен [16–20]. Предполагается, что такие материалы составят основу нового класса композиционных металлокерамических материалов [21]. Классическим методом получения ВЭС является кристаллизация многокомпонентных расплавов. Именно таким способом был получен один из первых ВЭС – сплав Кантора [1]. Вторым вариантом синтеза ВЭС, по-

лучившим распространение несколько позже, является высокоэнергетическая механическая обработка (ВЭМО) [4, 6, 7, 22].

Относительно недавно появились работы по получению однофазных многоэлементных карбидов (МЭК), содержащих несколько металлов [23–28]. Эти соединения также можно отнести к семейству ВЭС, хотя строго они не являются металлическими сплавами. Предполагается, что их свойства благодаря искаженности кристаллической структуры будут превосходить свойства одно- или двухкомпонентных карбидов. МЭК $(\text{HfTaZrNb})\text{C}_5$ получен на установках искрового плазменного спекания (ИПС) с предварительной высокоэнергетической обработкой смесей [23–25]. ВЭМО смеси осуществлялась в течение 24 ч в атмосфере аргона, а ИПС – при температурах 1800–2300°C. В [26] сообщается о нанесении покрытия на основе $(\text{TiZrNbHfTa})\text{N}$ и $(\text{TiZrNbHfTa})\text{C}$ методом магнетронного напыления в атмосферах $\text{Ar} + \text{N}_2$ и $\text{Ar} + \text{CH}_4$. В [28] $(\text{HfTaZrNbTi})\text{C}_5$ был синтезирован из порошковой смеси карбидов металлов (HfC, TaC, ZrC, NbC, TiC) в две стадии: ВЭМО и ИПС. ВЭМО осуществлялась в течение 6 ч в атмосфере Ar, при этом после ВЭМО смесь

не была однофазной и состояла из карбидов металлов. Однофазный МЭК был получен лишь после ИПС в вакууме при температуре 2000°C и давлении 30 МПа.

Цель настоящей работы состояла в определении возможности получения МЭК (TiTaNbZrHf) C_5 эквимолярного состава методом ВЭМО и исследовании его термической стабильности до 1200°C.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных материалов использовались порошки титана ПТС, циркония ПЦРК-1, тантала 2-44-УД, гафния ГФМ-1, ниобия НБ-1 и сажи П 803-Т. Рентгенофазовый анализ (РФА) исходных металлов показал, что все порошки являются однофазными, кроме Hf, в котором обнаружена примесь фазы HfN_{1,63}.

Для получения (TiTaNbZrHf) C_5 применялась двухстадийная ВЭМО смеси исходных порошков. Механическое сплавление проводили в шаровой планетарной мельнице АГО-2 в воздушной среде [29–34]. Отношение массы шаров к массе смеси составляло 20 : 1, ускорение 90g. Продолжительность обработки составляла от 5 до 90 мин. Контроль структуры и фазового состава проб порошковой смеси, извлекаемых из мельницы в течение обработки, проводили методом РФА на дифрактометре ДРОН-3М (излучение CuK_{α}).

На первом этапе осуществляли механическое сплавление металлических порошков Ti, Zr, Ta, Hf и Nb, взятых в равных мольных долях. После образования ВЭС порошок извлекался из мельницы и смешивался с сажей в соотношении 91 мас. % ВЭС + 9 мас. % С. Далее смесь ВЭС с сажей подвергали ВЭМО продолжительностью 15, 30 и 45 мин.

Термическую стабильность МЭК исследовали методом высокотемпературной рентгенографии на дифрактометре ARL'XTRA, оснащенный камерой НТК2000 Anton Paar. Порошок слоем ~100 мкм наносили на поверхность вольфрамового нагревателя в его центральной части площадью 9 × 10 мм². Далее проводили вакуумирование системы до давления 2 × 10⁻³ Па. При максимальной температуре 1200°C остаточное давление в камере составляло 8 × 10⁻³ Па. Регистрацию дифрактограмм проводили при 800, 1000 и 1200°C, а также перед нагревом и после охлаждения образца до комнатной температуры. Режим нагрева задавался контроллером Eurotherm 2604 с обратной связью от термопары тип А1, приваренной к нижней поверхности вольфрамового нагревателя. Вследствие небольшой толщины слоя исследуемого порошка на нагревателе на дифрактограммах присутствовали рефлексы 110 и 200 W. Скорость нагрева до температуры изотермической выдержки составляла 200°C/мин. После достижения заданной темпе-

ратуры проводили регистрацию серии из 5 дифрактограмм. Угловой диапазон регистрации составлял 2 θ = 25°–65°, шаг 0.02°, время набора 2 с в точке. Время съемки одной дифрактограммы составляло 70 мин, а суммарная длительность изотермической выдержки в каждом эксперименте – 282 мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

РФА смеси порошков металлов после различного времени ВЭМО показывает, что полностью однофазный ВЭС за время обработки до 45 мин не образуется (рис. 1). Дифракционные рефлексы Ti исчезают уже после 10 мин ВЭМО. Интенсивность линий Ta и Nb снижается и наблюдается их существенное уширение. На дифрактограммах сплава после 15–30 мин обработки присутствуют две системы рефлексов, отвечающих твердым растворам с объемно-центрированной кубической (ОЦК) и гексагональной кристаллическими структурами. Действительно, характер микроструктуры частицы сплава показывает, что распределение элементов не является гомогенным (рис. 2). Композитная частица состоит из слоистых деформированных областей, отличающихся распределением элементов. Очевидно, что ВЭМО приводит не только к механическому сплавлению элементов, но и к существенному увеличению дефектности структуры и потере ее кристалличности. При обработке в течение 45 мин наблюдается практически полная аморфизация вещества. Анализ дифрактограмм порошков (рис. 1) показывает, что металлический сплав, полученный в течение 15–30 мин обработки, еще сохраняет кристаллическую структуру. Параметр элементарной ячейки ОЦК-твердого раствора близок к параметру ячейки Ta и Nb (табл. 1). При обработке более 15 мин на дифрактограммах регистрируется линия 110 Fe, появление которой связано с намолом от шаров и стенок барабана. Исходя из этого для второго этапа ВЭМО был использован порошок ВЭС TaZrHfNbTi, полученный после 15 мин обработки.

РФА смеси порошков ВЭС и сажи (TaZrHfNbTi) + С после различного времени ВЭМО показал, что карбид (TaZrHfNbTi) C_5 образуется уже после 15 мин обработки (рис. 3). На дифрактограммах присутствуют рефлексы как сплава TaZrHfNbTi, так и карбида (TaZrHfNbTi) C_5 . При увеличении длительности обработки наблюдается уменьшение интенсивности рефлексов TaZrHfNbTi, которые после 45 мин отсутствуют. Микроструктура сплава (рис. 4) свидетельствует о равномерном распределении элементов, подтверждая данные РФА об образовании однофазного сплава после 45 мин ВЭМО.

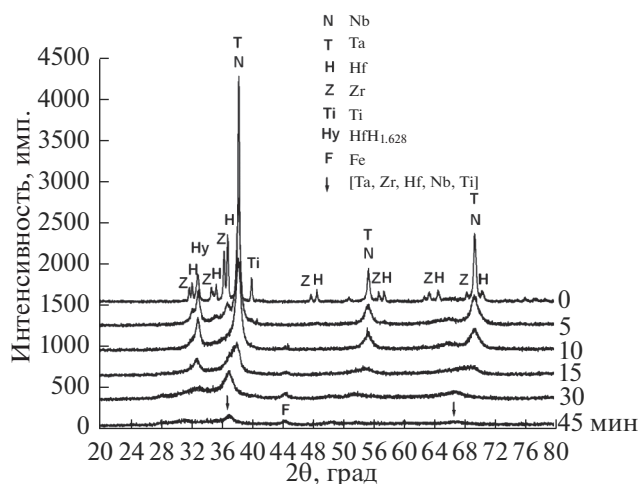


Рис. 1. Дифрактограммы смеси Ta + Zr + Hf + Nb + Ti при различных временах ВЭМО.

Рефлексы образовавшегося $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$, как и в случае ВЭС TaZrHfNbTi, существенно уширены, что указывает на высокую степень дефектности и искаженности кристаллической структуры карбида, образовавшегося при ВЭМО. Необходимо отметить, что формирование многокомпонентной карбидной фазы происходит в течение достаточно длительного времени, в отличие от быстропротекающей экзотермической реакции, характерной для двухкомпонентных экзотермических систем ($\text{Ni} + \text{Al}$, $\text{Ti} + 2\text{B}$, $5\text{Ti} + 3\text{Si}$) [29–34]. В случае этих систем механохимический синтез в процессе ВЭМО происходит при достижении времени обработки некоторого критического значения. Таким образом, полученный после 45 мин обработки материал содержит карбид $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ (пр.гр. $Fm\bar{3}m$) и примесь Fe.

Для исследования термической стабильности использовался порошок МЭК, полученного

в течение 45 мин ВЭМО. Дифрактограммы $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ после изотермической выдержки в течение ~5 ч при температурах 800, 1000 и 1200°C (рис. 5–7) показывают, что распада и выделения отдельных карбидных соединений не наблюдается. Следовательно, $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ термически устойчив. Вместе с тем, в условиях динамического вакуума при длительном изотермическом отжиге происходит частичное окисление порошка карбида. Процесс становится заметным при температуре более 1000°C. На дифрактограммах появляются рефлексы фаз HfO_2 и ZrO_2 . Очевидно, что порошок, полученный ВЭМО, является хорошим геттером кислорода.

Интересно отметить, что полуширина дифракционных линий $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ при температуре отжига 800°C практически не изменяется (рис. 8). Заметное сужение наблюдается только при температуре 1200°C.

Рассматривая возможные причины существенного уширения дифракционных линий МЭК, полученного ВЭМО, можно высказать ряд предположений. Известно, что ВЭМО кристаллических порошков приводит к накоплению структурных дефектов: вакансий, межузельных атомов, дислокаций, дефектов упаковки, создающих области с отклонением межплоскостного расстояния от характерного для идеальной структуры [35]. Классически считается, что при механической активации уменьшается размер областей когерентного рассеяния и возникают микронапряжения, что и приводит к эффекту уширения линий. Отжиг при повышенной температуре возвращает структуру в равновесное состояние за счет диффузионных процессов. В результате на дифрактограммах наблюдаются сужение рефлексов и уменьшение фона. Однако в случае высокоэнтропийных металлических сплавов или многоэлементных металлоподобных соединений, например карбидов, вклад в ушире-

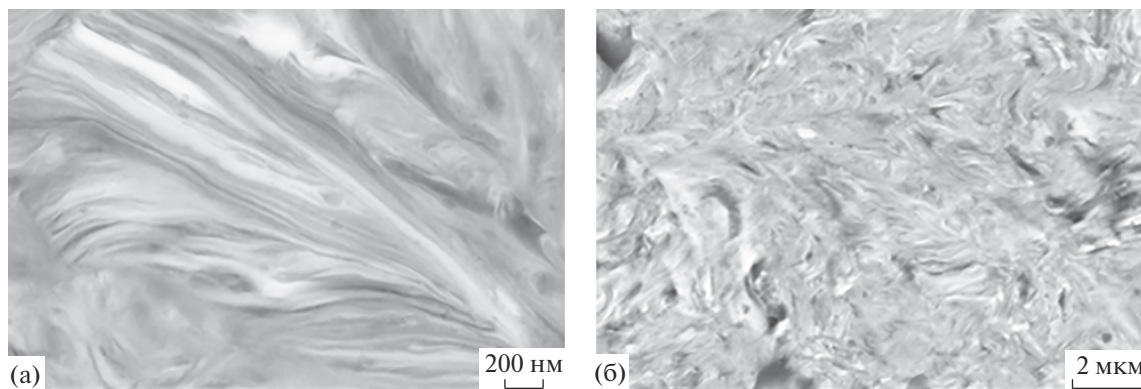


Рис. 2. Микроструктура сплава (СЭМ), полученного после ВЭМО смеси порошков Ta + Zr + Hf + Nb + Ti в течение 15 мин.

Таблица 1. Параметры элементарной ячейки (Å) металлов и карбидов (в скобках приведены номера карт из базы ICDD PDF-2)

(TaZrHfNbTi)*	Ta (#04-788)	Nb (#34-370)	Zr (#05-665)	Hf (#38-1478)	Ti (#44-1294)
3.413	3.306	3.303	$a = 3.232$ $c = 5.147$	$a = 3.196$ $c = 5.058$	$a = 2.951$ $c = 4.683$
(TaZrHfNbTi) ₅	TaC (#35-801)	NbC (#38-1364)	ZrC (#35-784)	HfC (#39-1491)	TiC (#32-1383)
4.452	4.455	4.470	4.693	4.638	4.327

* Данные настоящей работы.

ние рефлексов, кроме дефектности структуры, могут вносить еще два фактора.

Во-первых, это негомогенность твердого раствора замещения или металлоподобной фазы с металлической подрешеткой, содержащих пять или

более элементов. Состав сплава при образовании непрерывного ряда твердых растворов может быть неоднородным, с областями, обогащенными тем или иным элементом. В результате будет наблюдаться разброс параметров элементарной ячейки и,

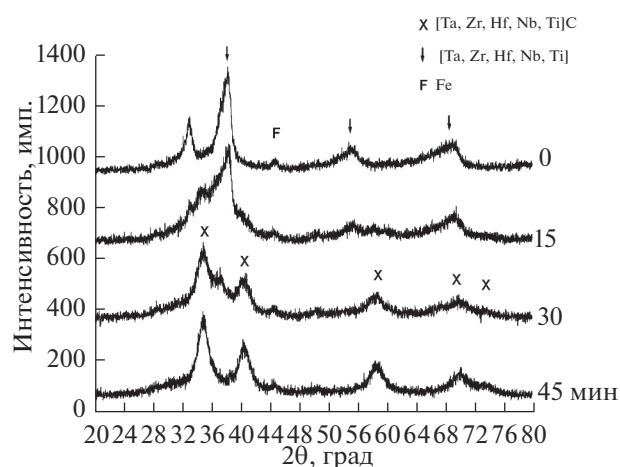


Рис. 3. Дифрактограммы смеси (TaZrHfNbTi) + C при различных временах ВЭМО.



Рис. 4. Микроструктура сплава (СЭМ), полученного после ВЭМО смеси (TaZrHfNbTi) + C в течение 45 мин.

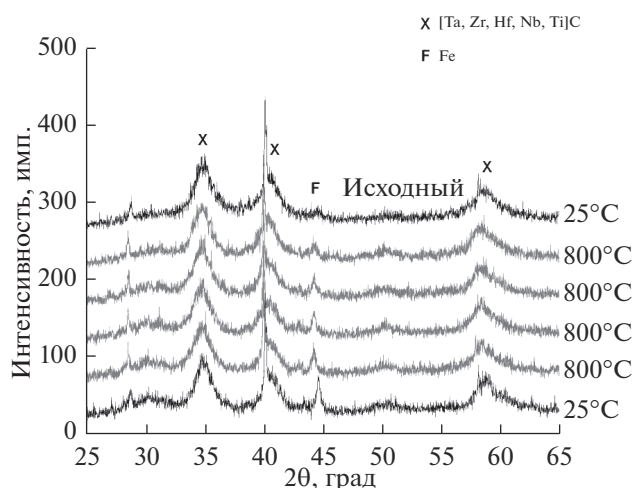


Рис. 5. Дифрактограммы (TaZrHfNbTi)₅ при 800°C.

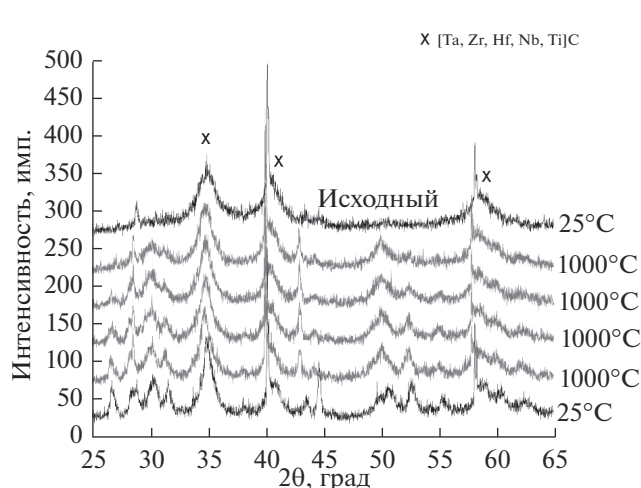


Рис. 6. Дифрактограммы (TaZrHfNbTi)₅ при 1000°C.

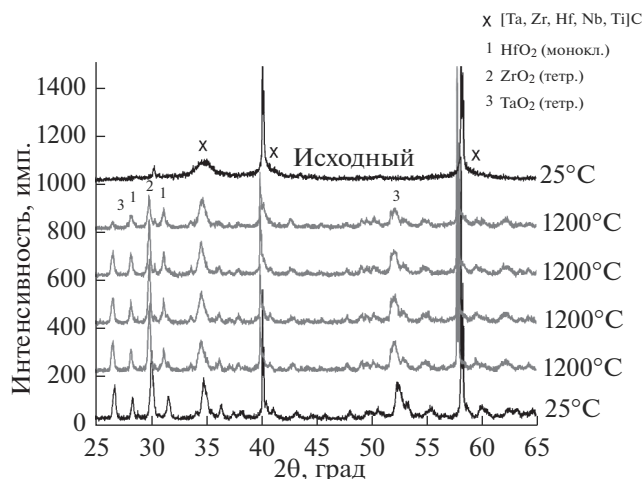


Рис. 7. Дифрактограммы $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ при 1200°C .

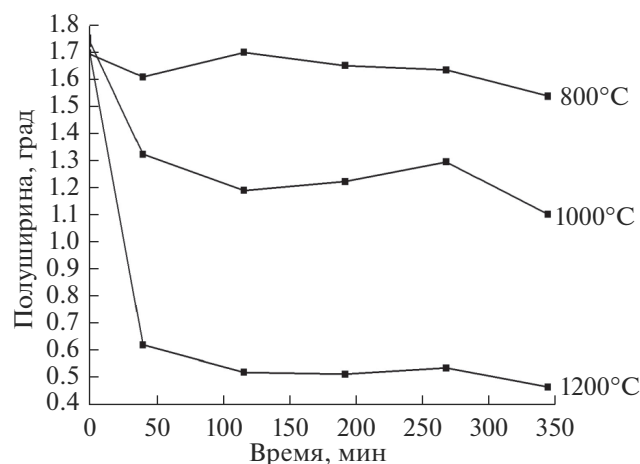


Рис. 8. Зависимости полуширины рефлекса 111 $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ от времени изотермической выдержки.

соответственно, размытие дифракционных линий. По-видимому, эта причина доминирует при получении сплавов путем ВЭМО, так как в этом случае практически невозможно получить равномерное распределение элементов на атомном уровне. Во-вторых, вследствие различия атомных радиусов элементов, образующих твердый раствор замещения или неупорядоченно располагающихся в металлической подрешетке карбидов, кристаллическая структура соединения оказывается сильно искаженной. И если дефектность и неомогенность состава при высокой температуре снижаются, приводя структуру в равновесное состояние, то искажение решетки ВЭС и многоэлементных карбидов, вызванное различием атомных радиусов элементов, будет перманентным. Наблюдаемое при 1200°C существенное уменьшение по-

луширины дифракционных линий $(\text{TaZrHfNbTi})\text{C}_5$ (рис. 8), очевидно, указывает на снижение дефектности кристаллической структуры карбида и гомогенизацию состава.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлена возможность синтеза МЭК $(\text{TiTaNbZrHf})\text{C}_5$ эквимолярного состава методом ВЭМО смеси ВЭС TaZrHfNbTi с сажей. ВЭС TaZrHfNbTi получен в результате предварительного механического сплавления порошков Ta, Zr, Hf, Nb и Ti в планетарном смесителе АГО-2 в течение 15 мин с ускорением 90g. Образовавшийся металлический сплав является двухфазным и состоит из ОЦК- и ГПУ-твердых растворов металлов.

МЭК в условиях изотермической выдержки при $800\text{--}1200^\circ\text{C}$ в течение 5 ч является стабильным. Распада сложного карбида и выделения отдельных карбидных соединений не наблюдается. Полученный ВЭМО порошок МЭК в условиях динамического вакуума при температуре более 1000°C частично окисляется.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
2. Fu Z., Koc R. Processing and characterization of $\text{TiB}_2\text{--TiNiFeCrCoAl}$ High-Entropy Alloy Composite // J. Am. Ceram. Soc. 2017. V. 100. P. 2803–2813. <https://doi.org/10.1111/jace.14814>
3. Zhu G., Liu Y., Ye J. Fabrication and Properties of Ti(C, N)-Based Cermets with Multi-Component AlCoCrFeNi High-Entropy Alloys Binder // Mater. Lett. 2013. V. 113. P. 80–82.
4. Varalakshmi S., Kamaraj M., Murty B.S. Synthesis and Characterization of Nanocrystalline AlFeTiCrZnCu High Entropy Solid Solution by Mechanical Alloying // J. Alloys Compd. 2008. V. 460. № 1–2. P. 253–257.
5. Zhang K., Fu Z. Effects of Annealing Treatment on Phase Composition and Microstructure of CoCrFeNiTiAl_x High-Entropy Alloys // Intermetallics. 2012. V. 22. P. 24–32.
6. 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 высокоэнтропийного материала // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 2. С. 35–42. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-35-42>
7. Rogachev A.S., Vadchenko S.G., Kochetov N.A., Rouvintov 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.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.07.195>
8. *Gludovatz B., Honenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O.* A Fracture-Resistant High-Entropy Alloy for Cryogenic Applications // *Science*. 2014. V. 345. P. 1153–1158.
 9. *Gali A., George E.P.* Tensile Properties of High- And Medium-Entropy Alloys // *Intermetallics*. 2013. V. 39. P. 74–78.
 10. *Zhu C., Lu Z.P., Nieh T.G.* Incipient Plasticity and Dislocation Nucleation of FeCoCrNiMn High-Entropy Alloy // *Acta Mater*. 2013. V. 61. P. 2993–3001.
 11. *Prusa F., Senkova A., Kucera V., Capek J., Vojtech D.* Properties of Highstrength Ultrafine-Grained CoCrFeNiMn High-Entropy Alloy Prepared by Short-Term Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 734. P. 341–352.
 12. *Tsai M-H.* Physical Properties of High Entropy Alloys // *Entropy*. 2013. V. 15. P. 5338–5345.
 13. *Fan Z., Wang H., Wu Y., Liu X., Lu Z.* Thermoelectric High-Entropy Alloys with Low Lattice Thermal Conductivity // *RSC Adv*. 2016. V. 6. P. 52164–52170.
 14. *Fan Z., Wang H., Wu Y., Liu X., Lu Z.* Thermoelectric Performance of PbSnTeSe High-Entropy Alloys // *Mater. Res. Lett*. 2017. V. 5. P. 187–194.
 15. *Egami T., Guo W., Rack P., Nagase T.* Irradiation Resistance of Multicomponent Alloys // *Metall Mater. Trans. A*. 2014. V. 45. P. 180–183.
 16. *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.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.11.059>
 17. *Velo I.L., Gotor F.J., Alcalá M.D., Real C., Córdoba J.M.* Fabrication and characterization of WC-HEA Cemented Carbide Based on the CoCrFeNiMn High Entropy Alloy // *J. Alloys Compd*. 2018. V. 746. P. 1–8.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.292>
 18. *Zhu G., Liu Y., Ye J.* Early High-Temperature Oxidation Behavior of Ti(C,N)-Based Cermets with Multi-Component AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy Binder // *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater*. 2014. V. 44. P. 35–41.
<https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2014.01.005>
 19. *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.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.008>
 20. *Rogachev A.S., Gryadunov A.N., Kochetov N.A., Shchukin A.S., Baras F., Politano O.* High-Entropy-Alloy Binder for TiC-Based Cemented Carbide by SHS Method // *Int. J. Self-Prop. High-Temp. Synth*. 2019. V. 28. P. 196–198.
<https://doi.org/10.3103/S1061386219030117>
 21. *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.
<https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2016.04.011>
 22. *Zhang K.B., Fu Z.Y., Zhang J.Y., Shi J., Wang W.M., Wang H., Wang Y.C., Zhang Q.J.* Nanocrystalline Co-CrFeNiCuAl High-Entropy Solid Solution Synthesized by Mechanical Alloying // *J. Alloys Compd*. 2009. V. 485. № 1–2. P. L31–L34.
 23. *Dusza J., Švec P., Girman V., Sedlák R., Castle E.G., Csanádi T., Kovalčíková A., Reece M.J.* Microstructure of (Hf-Ta-Zr-Nb)C High-Entropy Carbide at Micro and Nano/Atomic Level // *J. Eur. Ceram. Soc*. 2018. V. 38. P. 4303–4307.
 24. *Castle E., Csanádi T., Grasso S., Dusza J., Reece M.* Processing and Properties of High-Entropy Ultra-High Temperature Carbides // *Sci. Rep*. 2018. V. 8. P. 8609.
 25. *Csanádi T., Castle E., Reece M., Dusza J.* Strength Enhancement and Slip Behaviour of High-Entropy Carbide Grains during Micro-Compression // *Sci. Rep*. 2019. V. 9. P. 10200.
 26. *Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu C.R., Braic M.* Nanostructured Multi-Element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C Hard Coatings // *Surf. Coat. Technol*. 2012. V. 211. P. 117–121.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.033>
 27. *Zhang Q., Zhang J., Li N., Chen W.* Understanding the Electronic Structure, Mechanical Properties, and Thermodynamic Stability of (TiZrHfNbTa)C Combined Experiments and First-Principles Simulation // *J. Appl. Phys*. 2019. V. 126. № 2. Art. 025101. P. 1–7.
 28. *Yan X., Constantin L., Lu Y.F., Silvain J.-F., Nastas M., Cui B.* (Hf_{0.2}Zr_{0.2}Ta_{0.2}Nb_{0.2}Ti_{0.2})C High-Entropy Ceramics with Low Thermal Conductivity // *J. Am. Ceram. Soc*. 2018. V. 101. № 10. P. 4486–4491.
<https://doi.org/10.1111/jace.15779>
 29. *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.
<https://doi.org/10.1134/S0207401X18100059>
 30. *Ковалев И.Д., Кочетов Н.А.* Исследование структурных изменений при механической активации смеси 5Ti + 3Si // *Неорган. материалы*. 2017. Т. 53. № 4. С. 445–448.
<https://doi.org/10.7868/S0002337X17040078>
 31. *Ковалев Д.Ю., Кочетов Н.А., Пономарев В.И.* Критерии критического состояния системы Ni–Al при механоактивации // *Физика горения и взрыва*. 2010. Т. 46. № 4. С. 99–106.
 32. *Ковалев И.Д., Кочетов Н.А.* Рентгенографическое исследование структурных изменений при механической активации смеси Ni + Al с использованием порошков никеля, полученных разными способами // *Неорган. материалы*. 2019. Т. 55. № 2. С. 215–218.
<https://doi.org/10.1134/S0002337X19020052>
 33. *Кочетов Н.А., Вадченко С.Г.* Влияние времени механической активации смеси Ti + 2B на закономерности горения цилиндрических и ленточных образцов // *Физика горения и взрыва*. 2015. Т. 51. № 4. С. 77–81.
<https://doi.org/10.15372/FGV20150410>
 34. *Kochetov N.A., Kovalev I.D.* Mechanical Activation of Ti–2B System: XRD Investigation of Structural Features // *Eurasian Chem.-Technol. J*. 2016. V. 18. № 2. P. 149–152.
 35. *Аввакумов Е.Г.* Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. Новосибирск: Изд-во СОРАН, 2009. 342 с.