

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 54-165

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ, СФОРМИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ МЕТАЛЛОВ

© 2023 г. В. Н. Володин^а, Ю. Ж. Тулеушев^{а, *}, Е. А. Жаканбаев^а, А. К. Калиева^а

^аИнститут ядерной физики Министерства энергетики РК, ул. Ибрагимова, 1, Алматы, 050032 Казахстан

*e-mail: yuriy.tuleushev@mail.ru

Поступила в редакцию 07.12.2022 г.

После доработки 13.03.2023 г.

Принята к публикации 15.03.2023 г.

Частицами нано- и субнанометрового размеров получены метастабильные твердые растворы металлов. Отмечено влияние размеров атомов второго элемента на многократное увеличение растворимости и предельную концентрацию в растворителе вне зависимости от типа кристаллической решетки. Так предельная растворимость свинца ($r_{Pb} = 0.935$ нм) в ниобии ($r_{Nb} = 0.625$ нм) составляет 23.0 ат. %, кадмия ($r_{Cd} = 0.1727$ нм) в ниобии – 64.0 ат. %. Далее происходит аморфизация матричного металла. При сравнении метастабильных твердых растворов с равновесными системами, для которых существуют правила Юм–Розери, имеет место образование сплавов из металлов с различными типами кристаллической решетки. Во многих случаях не соблюдается пятнадцатипроцентный предел разницы размеров атомов металлов. Преобладает несоответствие сплавов по валентности металлов и единичные случаи по разности электроотрицательности. На основании анализа признаков сплавов, изготовленных напылением ультрадисперсными частицами, следует отметить возможность расширения границ критериев Юм–Розери для метастабильных сплавов по сравнению с их равновесными аналогами, что открывает возможность отклонения от традиционного способа прогнозирования получения материалов.

Ключевые слова: наночастицы, твердые растворы, растворимость, кристаллическая решетка, размер атомов, валентность

DOI: 10.31857/S0015323022601842, **EDN:** OJUPXR

ВВЕДЕНИЕ

К настоящему времени выполнено весьма значительное количество исследований, посвященных формированию новых материалов ультрадисперсными частицами. Влияние размера частиц на температуру плавления изучено в работах [1–12], увеличение взаимной растворимости – [13], на термодинамику малых образований – [14–18].

Родунер [19] при рассмотрении термодинамики малых систем отметил несколько ключевых моментов: для достаточно малых систем представления о фазовом состоянии и фазовых переходах теряют смысл; для очень малых и изолированных систем огромную роль начинают играть флуктуации; в таких системах становится невозможным разумное определение понятия температуры; температура плавления и кипения жидких наноразмерных капель вещества всегда оказывается ниже соответствующих значений в объемной фазе того же материала и др.

Подобное поведение ультрадисперсных частиц позволило ввести в научный обиход понятие

“термофлуктуационное плавление”. В соответствии с представлениями о термофлуктуационном плавлении частицы в островковой пленке, размеры которых менее некоторого критического значения, могут быть в жидком состоянии вследствие так называемого термофлуктуационного плавления. При коалесценции и укрупнении они достигают некоторого критического размера, при котором кристаллизуются.

Использование авторами эффекта пребывания наноразмерных частиц металлов в квазизидком состоянии позволило нивелировать большие различия в физических свойствах металлов, таких как температуры плавления и кипения, структура, и получить не существовавшие ранее сплавы, кратно увеличить растворимость компонентов [20] или обрести ее при отсутствии таковой. При этом повышении пределов растворимости сопровождается изменением параметров решетки матрицы, причем не всегда линейно и монотонно.

Образование твердых растворов (ТР), получаемых традиционным способом, определяется правилами Юм–Розери: образование ТР замещения возможно, если тип кристаллической решет-

ки растворенного металла и растворителя одинаковы; разница атомного радиуса растворенного металла и растворителя не превышает 15%; максимальная растворимость возможна, если растворенный металл и растворитель имеют одинаковую валентность; разница электрохимических потенциалов не должна превышать диапазон 0.2–0.4.

Значительное увеличение растворимости одного металла двойной системы в другом, образование метастабильных твердых растворов – сплавов осаждением наночастиц металлов с разным типом кристаллической решетки, полученных ранее, а также новых сплавов системы ванадий – кадмий, по сравнению с равновесными, изготовленными плавлением, послужили основанием сопоставительного анализа, результаты которого изложены в настоящей работе.

1. МЕТОДИКА И ТЕХНИКА ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ

Одним из способов формирования потоков ультрадисперсных частиц нанометровых размеров (менее 100 нм) является распыление металлов в плазме низкого давления. Исследования выполнены с использованием ионно-плазменной установки авторской конструкции, схема которой изображена на рис. 1, с двумя независимыми магнетронными распылительными системами.

Установка представляет собой вакуумную камеру, охлаждаемую водой, на стенках которой оппозитно размещены планарные магнетроны постоянного тока с водоохлаждаемыми мишенями. Внутри вакуумной камеры размещен вертикальный цилиндр с возможностью вращения вокруг оси для крепления подложек и перемещения их относительно магнетронов. В качестве плазмообразующего газа использован аргон, прошедший геттерную очистку на распыленном титане.

В экспериментах использовали мишени, изготовленные в виде дисков соответствующих металлов диаметром 40 мм и толщиной 4 мм.

Приготовление твердых растворов – сплавов включало последовательные операции распыления мишеней в плазме низкого давления и осаждения распыленных частиц на перемещающиеся относительно потоков плазмы необогреваемые подложки в виде островковых пленок – нанометровых субслоев до предполагаемой суммарной толщины покрытия. Использование толщины субслоя в качестве размерного фактора обусловлено тем, что изменение температуры плавления пленок с уменьшением их толщины аналогично таковому для малых частиц [19] вследствие того, что формирование их ведется по “островковому” принципу. Определение критического размера частиц металлов (субслоев), способных к коалесценции с образованием сплава, осуществляли предвари-

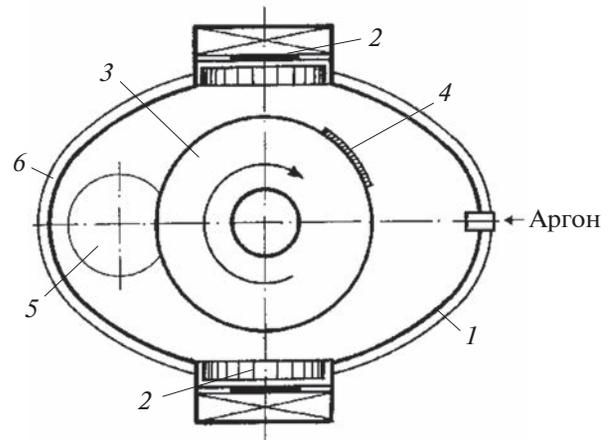


Рис. 1. Схема ионно-плазменной установки: 1 – корпус вакуумной камеры; 2 – магнетроны; 3 – цилиндр; 4 – подложка; 5 – окно для эвакуации газов; 6 – кессон.

тельно. Толщину субслоев рассчитывали делением суммарной толщины покрытия на количество проходов подложки относительно потоков металлосодержащей плазмы.

Температура подложек, измеряемая с использованием термопары, вовремя и по завершении формирования образцов не превышала 100°C. Соотношение концентраций металлов в образцах изменяли скоростью распыления мишеней – величиной подводимой электрической мощности к магнетронам. Соотношение осажденных компонентов контролировали весовым способом – по количеству распыленного и осажденного металла во время формирования покрытия и, параллельно, методом Резерфордского обратного рассеяния протонов на тандемном ускорителе УКП-2-1 Института ядерной физики (Алматы).

Для получения покрытий в виде ТР использованы подложки из поликора ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) и монокристаллического кремния. Рентгеноструктурные исследования систем выполнены на дифрактометре D8 Advance фирмы Bruker с медным излучением $\lambda_{\text{K}\alpha} = 0.154051$ нм с графитовыми монохроматором. Параметр решетки вычислен как среднее значение при использовании всех дифракционных линий от данной фазы.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В соответствии с правилами Юм–Розери (далее Правилами) для равновесных ТР замещения растворимость возможна, если кристаллические решетки растворенного элемента и растворителя одинаковы. При рассмотрении Правил, применительно к метастабильным системам, нами приведены данные о 20 сплавах с одинаковым типом кристаллической решетки или родственной кубической, а также с разным структурным типом

Таблица 1. Типы кристаллической решетки металлов, образующих сплавы, и предельная растворимость второго металла в матричном

Система А–В	Тип решетки		Предельная растворимость В в А, ат. % (при температуре, °С):	
	А	В	при осаждении наночастицами	при плавлении
Сплавы с одинаковым типом кристаллической решетки, или родственным кубической				
Nb–Al	ОЦК	ГЦК	32.2 (20)	0.27 (20) [21]
Nb–Cu	ОЦК	ГЦК	9.0 (20)	0.58 (800) [22]
Nb–Pb	ОЦК	ГЦК	23.0 (20)	–
Mo–Pb	ОЦК	ГЦК	25.0 (20)	–
Ag–Cu	ГЦК	ГЦК	45.7 (20)	13.6 (20) [21]
Nb–Ge	ОЦК	Кубическая	25.0 (20)	4.0 ± 1 (1000) [22]
Hf–Cd	Гексагональная	Гексагональная	50.0 (20)	–
Сплавы с разным типом кристаллической решетки				
Nb–Cd	ОЦК	Гексагональная	64.0 (20)	–
Nb–C	ОЦК	Гексагональная	1.9 (20)	0.1 (1200) [21]
Nb–Sn	ОЦК	Гексагональная	25.5 (20)	1.0 (1495) [23]
Nb–Be	ОЦК	Гексагональная	22.8 (20)	9.4 (700) [21]
Ta–Be	Тетрагональная	Гексагональная	85.8 (20)	–
Ta–Al	Тетрагональная	ГЦК	84.7 (20)	–
Ta–Cu	Тетрагональная	ГЦК	87.8 (20)	–
Ta–Pb	Тетрагональная	ГЦК	30.0 (20)	–
Ta–Cd	Тетрагональная	Гексагональная	66.2 (20)	–
Mo–Cd	ОЦК	Гексагональная	57.3 (20)	–
W–Cd	ОЦК	Гексагональная	60.9 (20)	–
V–Cd	ОЦК	Гексагональная	38.0 (20)	–
Al–Mg	ГЦК	Гексагональная	21.9 (20)	2.1 (100) [21]

(табл. 1). Здесь и ниже приняты обозначения типа кристаллической решетки: кубическая – куб; объемно-центрированная кубическая – ОЦК; гранецентрированная кубическая – ГЦК; гексагональная – гексагон; тетрагональная – тетрагон. Из анализа данных, приведенных в табл. 1, вытекает следующее. В сплавах, изготовленных осаждением ультрадисперсных частиц металлов, растворимость возможна не только при наличии однотипных кристаллических решеток, но и других в различном сочетании, что расширяет границы одного из правил. При этом отмечено кратное, иногда на порядок и более (для сплавов ниобия с алюминием), увеличение растворимости одного металла в другом по сравнению с аналогичными сплавами, полученными плавлением при высокой температуре.

Изменение параметров решеток матричного металла с увеличением концентрации растворенного элемента коррелирует с изменением размеров атомов последнего: увеличивается, если размер атомов растворенного элемента больше размера атомов матричного металла (системы Nb–Pb и Nb–Cd), и уменьшается – если меньше (система

Nb–Al). Атомные радиусы в этих случаях равны, нм: Nb – 0.1625, Pb – 0.1935, Cd – 0.1725 и Al – 0.1582 [24].

Однако иногда имеет место более сложная зависимость, например, для сплавов ниобия с бериллием. Изменение параметров решетки некоторых твердых растворов на основе ниобия, тантала, ванадия и молибдена с увеличением концентрации растворенного металла приведены на рис. 2.

Изменение параметра ОЦК-решетки ниобия с увеличением содержания кадмия линейно с изломом при концентрации 50 ат. %, что обусловлено сменой места размещения атомов кадмия в решетке ниобия [20]. Также линейно зависят параметры оцк-решеток молибдена, ванадия и ниобия в системах V–Cd, Mo–Cd и Nb–Al.

Изменение параметра *c* тетрагональной решетки тантала мало зависит от количества растворенного кадмия и свинца. Параметр *a* слабо зависит от количества второго растворенного металла (Pb и Cd) при умеренных концентрациях последних, по-видимому, из-за большого размера (более 1 нм) параметра *a* ячейки тантала и заметное изменение на стадии насыщения. Увели-

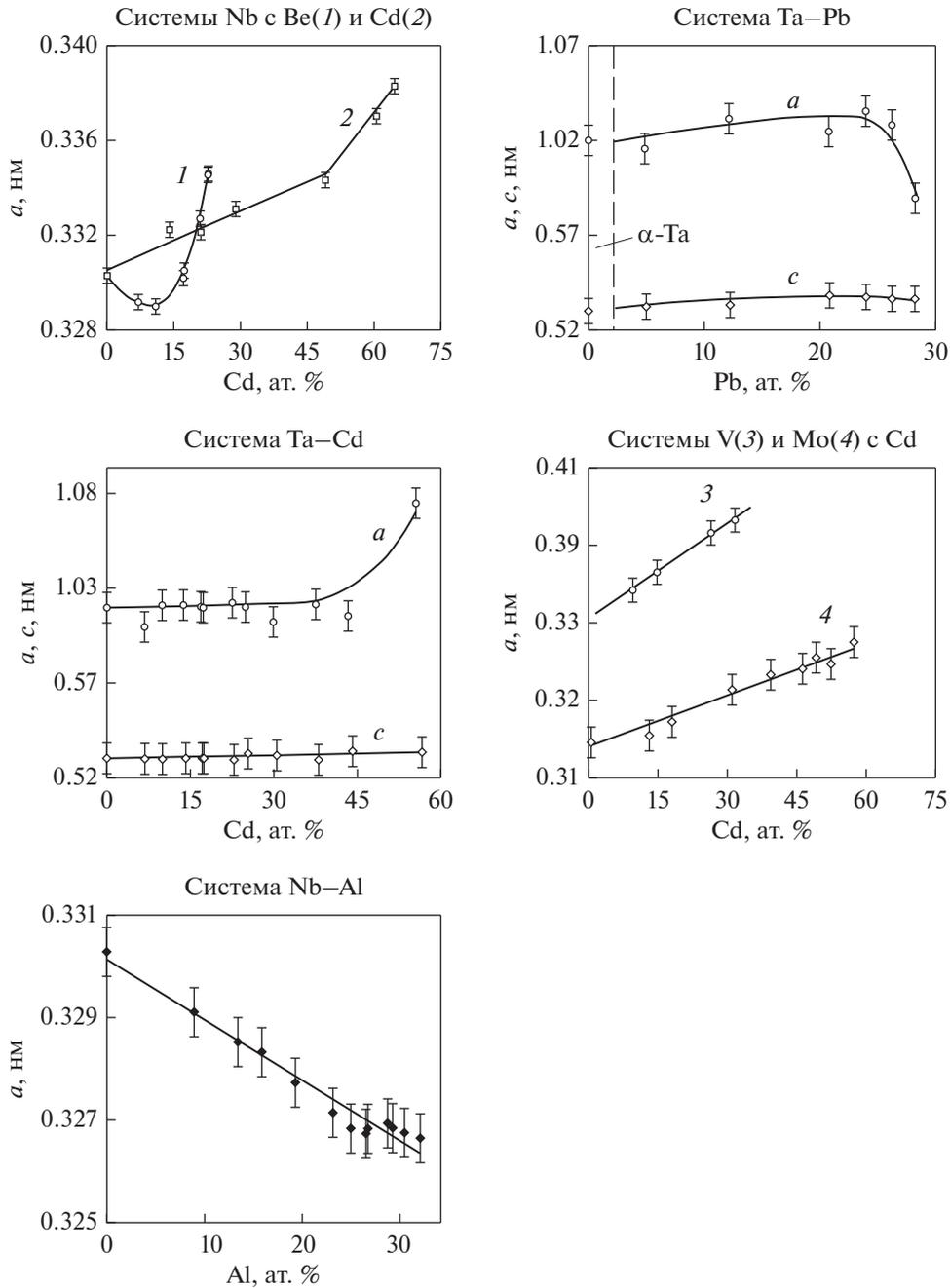


Рис. 2. Изменение параметров ячейки и границы растворимости в системах с разным и родственными кубической типом решетки: Nb, Mo, V – ОЦК; Pb – ГЦК; Ta – тетрагональная; Cd – гексагональная; Al – ГЦК.

чение параметра a решетки тантала перед ее аморфизацией в сторону увеличения в системе Ta–Cd и в сторону уменьшения в системе Ta–Pb не поддается объяснению.

Заметно также влияние размеров атомов растворенного металла на концентрационные пределы существования ТР, после чего наблюдается аморфизация матрицы и отсутствие дифрактометрически фиксируемой фазы. Так в сплавах ниобия со свинцом предельной концентрацией

существования твердых растворов является величина 23.0 ат. % Pb с атомным радиусом 0.1935 нм, в сплавах с кадмием – 64.0 ат. % Cd при радиусе последнего 0.1727 нм. Т.е. наблюдается значительное увеличение растворимости с уменьшением размеров атомов второго металла, что может быть использовано при прогнозировании возможности получения новых материалов.

Другим правилом Юм–Розери утверждается, что образование ТР замещения возможно, если

Таблица 2. Атомные радиусы металлов и их относительная разница в сплавах, полученных nano частицами

Система А–В	Атомные радиусы, нм		Разница величин атомных радиусов А и В, %	Результаты исследования систем А–В:
	А	В		
Сплавы с одинаковым типом кристаллической решетки, или родственным кубической				
Nb–Al	0.1625	0.1582	2.6	[13, 25]
Nb–Cu	0.1625	0.1413	13.0	[13, 26]
Nb–Pb	0.1625	0.1935	19.1	[13, 20]
Mo–Pb	0.1550	0.1935	24.8	[27]
Ag–Cu	0.1597	0.1413	11.5	[13, 28]
Nb–Ge	0.1625	0.1755	8.0	[13, 29]
Hf–Cd	0.1747	0.1727	1.1	[30]
Сплавы с разным типом кристаллической решетки				
Nb–Cd	0.1625	0.1727	6.3	[20, 31]
Nb–C	0.1625	0.1281	21.2	[13, 32]
Nb–Sn	0.1625	0.1862	14.6	[13, 20, 33]
Nb–Be	0.1625	0.1246	23.3	[13, 34]
Ta–Be	0.1626	0.1246	23.4	[35]
Ta–Al	0.1626	0.1582	2.7	[13, 36]
Ta–Cu	0.1626	0.1413	13.1	[13, 37]
Ta–Pb	0.1626	0.1935	19.0	[13, 38]
Ta–Cd	0.1626	0.1727	6.2	[39]
Mo–Cd	0.1550	0.1727	11.4	[40, 41]
W–Cd	0.1558	0.1727	10.8	[42]
V–Cd	0.1489	0.1727	16.0	В печати
Al–Mg	0.1582	0.1770	7.4	[13, 43]

атомные радиусы растворенного элемента и растворителя различаются не более чем на 15%. В табл. 2 приведены величины атомных радиусов металлов, заимствованные из работы [24], составляющих неравновесные ТР замещения (за исключением системы Nb–C), и относительная разница величин для сплавов, полученных nano-размерными частицами, а также ссылки на публикации, касающиеся исследований соответствующих двойных систем.

Анализируя величины, приведенные в табл. 2, можно видеть отклонения от предельной в соответствии с правилами величины отклонения размеров атомов в 15%. Для семи сплавов, имеющих как одинаковые или родственные кубической решетке, так и другие структурные типы, получены отклонения, достигающие величины 24.8% (здесь и далее выделено шрифтом). При этом для метастабильных сплавов, образованных металлами с разными типами кристаллической решетки, превышение предела 15% наблюдается в полтора раза чаще. Таким образом, предельная для равновесных сплавов величина отклонения размеров атомов металлов, для неравновесных систем может

быть увеличена и не является препятствием для изготовления новых материалов таким способом.

Согласно третьему и четвертому Правилам, максимальная растворимость достигается в случае, когда растворяемый элемент и растворитель имеют одинаковую валентность, а разница электроотрицательности растворенного элемента и растворителя не превышает величину 0.2–0.4, применительно к метастабильным сплавам наблюдается несоответствие, касающееся валентности (табл. 3). Величины электроотрицательности элементов по Полингу заимствованы из издания [44].

При совпадении валентностей лишь в одном (табл. 3) из двадцати сплавов и значительной разности в других случаях наблюдается большое и кратное по величине повышение растворимости (табл. 1), что подтверждает расширение границ применимости Правил для метастабильных твердых растворов, изготовленных осаждением ультрадисперсных частиц nano и субнанометрового размера.

Способ формирования почти не сказывается на признаке электроотрицательности элементов

Таблица 3. Валентность и разность электроотрицательности в сплавах, полученных nano частицами.

Система А - В	Валентность, ед.		Разность электроотрицательности
	А	В	
Сплавы с одинаковым типом кристаллической решетки, или родственным кубической			
Nb–Al	5	3	0
Nb–Cu	5	1–2	0.3
Nb–Pb	5	4	0.3
Mo–Pb	6	4	0.2
Ag–Cu	1	1–2	0
Nb–Ge	5	4	0.4
Hf–Cd	4	2	0.4
Сплавы с разным типом кристаллической решетки			
Nb–Cd	5	2	0.1
Nb–C	5	4	0.9
Nb–Sn	5	4	0.2
Nb–Be	5	2	0
Ta–Be	5	2	0.1
Ta–Al	5	3	0.1
Ta–Cu	5	1–2	0.4
Ta–Pb	5	4	0.4
Ta–Cd	5	2	0.2
Mo–Cd	6	2	0.4
W–Cd	6	2	0.6
V–Cd	5	2	0.1
Al–Mg	3	2	0.3

при образовании сплавов – разность ее лишь в двух сплавах не укладывается в ограничения, указанные в Правилах.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При формировании ультрадисперсными частицами металлов nano- и субнанометрового размеров получены метастабильные твердые растворы металлов, имеющих весьма большое различие в физических свойствах, таких как температура плавления, плотность, давление пара, разность электрохимических потенциалов. Подобные сплавы невозможно получить плавлением в обычных условиях. При этом отмечено многократное увеличение растворимости второго элемента в матричном металле, сформированном наночастицами, по сравнению с равновесными сплавами. Заметно влияние размеров атомов растворяемого металла на предельную концентрацию в растворителе вне зависимости от типа кристаллической решетки. Так, предельная растворимость свинца ($r_{Pb} = 0.1935$ нм) в ниобии ($r_{Nb} = 0.1625$ нм) составляет 23.0 ат. %, кадмия ($r_{Cd} = 0.1727$ нм) в ниобии – 64.0 ат. %. Аналогичная концентрация свинца в

тантале ($r_{Ta} = 0.1626$ нм) – 30.0 ат. %, кадмия – 66.2 ат. %, далее происходит аморфизация матричного металла.

Имеет место образование сплавов из металлов с различным типом кристаллической решетки. При анализе критериев правил Юм–Розери в приложении к неравновесным системам установлены значительные отклонения. Во многих случаях не соблюдается пятнадцатипроцентный предел разницы размеров атомов металлов, образующих сплав, для металлов как с родственными, так и с разными типами решетки. Преобладает несоответствие по валентности металлов и единичные случаи по разности электроотрицательности.

Отсюда вытекает утверждение о том, что для метастабильных сплавов металлов, полученных соосаждением малых частиц, характерны не только свойства, указанные Радунером Э. [19] касательно представлений о фазовом состоянии и фазовых переходах, но и возможность расширения критериев Юм–Розери для неравновесных систем по сравнению с их равновесными прототипами.

Следовательно, при разработке способов изготовления новых сплавов на основе металлов ультрадисперсными частицами возможны отклонения от традиционного способа прогнозирования получения потенциальных материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Республики Казахстан (программа BR10965191).

Нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Жданов Г.С., Верцнер В.Н.* Непосредственное наблюдение процессов конденсации и кристаллизации ртути // ФТТ. 1966. Т. 8. № 4. С. 1021–1027.
2. *Peppiatt S.J.* The melting of particles. II. Bismuth // Proceedings of the Royal Society A. London. 1975. V. A345. № 1642. P. 401–412. <https://doi.org/10.1098/rspa.1975.0145>
3. *Berty J., David M.J., Lafourcade L.* Etude de la surfusion de films mines de bismuth par diffracyon des electrons // Thin Solid Films. 1977. V. 46. № 2. P. 177–185. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(77\)90060-8](https://doi.org/10.1016/0040-6090(77)90060-8)
4. *Жданов Г.С.* Температурный гистерезис фазового перехода и механизм кристаллизации тонких металлических пленок // ФТТ. 1977. Т. 19. № 1. С. 299–301.
5. *Овсиенко Д.Е., Маслов В.В., Костюченко В.П.* Переохлаждение никеля и кобальта в малых объемах // Кристаллография. 1971. Т. 16. № 2. С. 405–407.
6. *Buffat Ph., Borel J.-P.* Size effect on the melting temperature of gold particles // Phys. Rev. A. 1976. V. 13. № 6. P. 2287–2298. <https://doi.org/10.1103/PhysRevA.13.2287>
7. *Perepezko J.H., Rasmussen D.H.* Solidification of highly supercooled liquid metal and alloys // J. Non-Cryst. Solids. 1993. V. 156–158. P. 463–472. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(93\)90002-F](https://doi.org/10.1016/0022-3093(93)90002-F)
8. *Roduner E.* Size matters: why nanomaterials are different // Chem. Soc. Rev. 2006. V. 35. P. 583–592.
9. *Zou C., Gao Y., Yang B., Zhai Q.* Size dependent melting properties of Sn nanoparticles by chemical reduction synthesis. // Trans. Non-ferrous Met. Soc. of China. 2010. V. 20. № 2. P. 248–253. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60130-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60130-8)
10. *Jiang H., Moon K., Dong H.* Size dependent melting properties of tin nanoparticles // Chem. Phys. Letters. 2006. V. 429. № 4. P. 492–496. <https://doi.org/10.1016/j.cplett.2006.08.027>
11. *Самсонов В.М., Васильев С.А., Бембель А.Г.* Размерная зависимость температуры плавления металлических нанокластеров с позиции термодинамического подобия // ФММ. 2016. Т. 117. № 8. С. 775–781.
12. *Магомедов М.Н.* Об исчезновении фазового перехода кристалл–жидкость при уменьшении числа атомов в системе // Поверхность. 2019. № 9. С. 103–109.
13. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж.* Размерный эффект, структура и свойства двойных пленочных систем. Караганда: Tengri Ltd., 2014. 245 с.
14. *Stowell M.J.* The Solid-Liquid Interfacial Free Energy of Lead from Supercooling Data // Phil. Mag.: J. Theor. Experiment. Appl. Phys. 1970. V. 22. № 176. P. 1–6. <https://doi.org/10.1080/14786437008228146>
15. *Qingshan F., Yongqiang X., Zixiang C.* Size- and shape-dependent surface thermodynamic properties of nanocrystals // J. Phys. Chem. of Solids. 2018. V. 116. P. 79–85. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2018.01.018>
16. *Mu J., Zhu Z.W., Zhang H.F.* Size dependent melting behaviors of nanocrystalline in particles embedded in amorphous matrix // J. Appl. Phys. 2012. V. 111. № 4. P. 043515(1–4). <https://doi.org/10.1063/1.3686624>
17. *Luo W., Su K., Li K., Li Q.* Connection between nanostructured materials' size dependent melting and thermodynamic properties of bulk materials // Sol. State Commun. 2011. V. 151. № 3. P. 229–233. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2010.11.025>
18. *Яньдон Цю, Лю В., Чжан В., Чжай Ч.* Теоретическое изучение влияния размерного фактора на энтропию и энтальпию наночастиц олова, серебра, меди и индия // ФММ. 2019. Т. 120. № 5. С. 451–456.
19. *Родунер Э.* Размерные эффекты в наноматериалах. М.: Техносфера, 2010. С. 192.
20. *Volodin V.N., Tuleushev Yu.Zh., Trebukhov S.A., Nitsenko A.V., Burabaeva N.M.* Fabrication of binary niobium alloys with low-melting metals by the deposition of nanoparticles // Rus. J. Non-Ferrous Metals. 2019. V. 60. № 6. P. 639–645. <https://doi.org/10.3103/S106782121906021X>
21. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.
22. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2. 1024 с.
23. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. Т. 3. Кн. 1. 872 с.
24. *Кан Р.У., Хаазен П.М.* Физическое металловедение. М.: Металлургия, 1987. 640 с.
25. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Твердые растворы и аморфные смеси ниобия и алюминия в пленках // Доклады НАН РК. 2013. № 1. С. 9–12.
26. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Структура и фазовый состав напыленных пленок системы ниобий–медь // Поверхность. 2015. № 2. С. 75–80.
27. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Цай К.В., Жаканбаев Е.А.* Новая фаза Mo₃Pb со структурой A15 в твердых растворах пленочной системы молибден–свинец // ФММ. 2014. Т. 115. № 5. С. 532–538.
28. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А., Здоровец М.В.* Структурные особенности пленок Ag-Cu-сплавов, полученных соосаждением распыляемых металлов // Поверхность. 2013. № 12. С. 73–77.
29. *Tuleushev Yu. Zh., Volodin V.N., Zhakanbaev E.A., Gorchachov I.D., Suslov E.E.* Magnetron technology for preparation of tape superconductors with Nb₃Ge coating // Vacuum. 2023. V. 208. P. 111711. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.111711>

30. *Tuleushev Yu. Zh., Volodin V.N., Karakozov B.K., Zhakanbaev E.A., Mamyrbayev A.K., Kalieva A.K.* Coatings of the Hafnium-Cadmium System: Preparation and Phase Composition // *Phys. Met. Metal.* 2022. V. 123. № 8. P. 804–807. <https://doi.org/10.1134/S0031918X22080154>
31. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А., Цай К.В., Рофман О.В.* Новая фаза NbCd₂ в пленочных покрытиях системы ниобий–кадмий // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 2. С. 180–184.
32. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Структура и фазовый состав напыленных пленок системы ниобий–углерод // *ФММ.* 2013. Т. 114. № 5. С. 432–436.
33. *Tuleushev Yu.Zh., Volodin V.N., Zhakanbaev E.A.* Radiation-Induced Phase Transition in a Film of Niobium-Tin Solid Solution // *Technical Physics*, 2014. V. 59. № 8. P. 1136–1140.
34. *Тулеушев А.Ж., Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж.* Новый сверхпроводящий бериллид ниобия Nb₃Be со структурой A15 // *Письма ЖЭТФ.* 2003. Т. 78. Вып. 7. С. 908–910.
35. *Tuleushev Yu.Zh., Volodin V.N., Zhakanbaev E.A.* New Ta₃Be Phase in the Film Coating of Tantalum-Berillium Alloys // *Phys. Met. Metal.* 2019. V. 120. P. 361–365.
36. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Структура напыленных пленок β-тантал–алюминиевых сплавов // *ФММ.* 2013. Т. 114. № 11. С. 1014–1018.
37. *Тулеушев Ю.Ж., Володин В.Н., Жаканбаев Е.А.* Наноразмерно легированные медью покрытия из бета-тантала: получение, структура и свойства // *ФММ.* 2013. Т. 114. № 7. С. 625–632.
38. *Тулеушев А.Ж., Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Синтез и свойства пленок плюмбида тантала Ta₃Pb // *ФММ.* 2004. Т. 97. № 3. С. 50–53.
39. *Тулеушев Ю.Ж., Володин В.Н., Жаканбаев Е.А.* Пленочные покрытия системы тантал–кадмий: получение, фазовый состав и структура // *ФММ.* 2015. Т. 116. № 1. С. 56–62.
40. *Volodin V.N., Tuleushev Yu.Zh., Zhakanbaev E.A., Trebukhov S.A., Burabaeva N.M., Nitsenko A.V.* Synthesis of Intermetallic Phases in the Nb–Cd and Mo–Cd Systems by Ion-Plasma Sputtering and Atomic Layer Deposition of Metals in Vacuum // *Inorganic Mater.* 2020. V. 56. № 1. P. 28–34. <https://doi.org/10.1134/S0020168520010185>
41. *Volodin V.N., Tuleushev Yu.Zh., Zhakanbaev E.A., Tsai K.V.* X-Ray and Electron Microscopic Confirmation of the Existence of the MoCd₂ Phase in Film Coatings of the Molybdenum–Cadmium System // *J. Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2020. V. 14. № 3. P. 596–601. <https://doi.org/10.1134/S1027451020030428>
42. *Тулеушев Ю.Ж., Володин В.Н., Жаканбаев Е.А., Сукурров Б.М., Козловский А.Л.* Получение пористого вольфрама из пленочных покрытий системы вольфрам–кадмий // *Письма в ЖТФ.* 2018. Т. 44. Вып. 11. С. 63–70.
43. *Володин В.Н., Тулеушев Ю.Ж., Жаканбаев Е.А.* Структура покрытий, полученных соосаждением ультрадисперсных частиц алюминия и магния // *Изв. НАН РК. Сер. физ.-мат.* 2013. № 5. С. 190–193.
44. *Pauling L.* The Nature of the Chemical Bond. Ithaca. 1960. Ed. 3. P. 644.