

1 Карбид циркония

1.1 Температуропроводность

Измерения температуропроводности проводились модифицированным методом лазерной вспышки, хорошо зарекомендовавшем себя в области относительно низких температур и единственно возможным для высокотемпературной области. Нагрев исследуемых образцов проводился с помощью одностороннего лазерного нагрева в камере. Использовались относительно тонкие образцы, обеспечивающие пренебрежимо малый (и хорошо контролируемый) перепад температуры по толщине. Измерения стационарной температуры образца (температуры соотнесения) проводились с помощью яркостного пирометра, откалиброванного по модели черного тела с введением соответствующей поправки на излучательную способность. Этот же пирометр регистрировал и температурное возмущение, создаваемое на противоположенном торце образца импульсом лазерного излучения с длиной волны 1.06 мкм («лазерная вспышка»). Динамика температурного отклика на другом торце регистрировалось быстродействующим микропирометром, специально изготовленным для этой цели.

Следует отметить, что температуропроводности керамических материалов, типичным представителем которых является карбид циркония, сильно зависят от их пористости, размеров зерна и др., что в свою очередь, определяется технологией изготовления. Твердые образцы, используемые для исследования в настоящей работе, изготавливались самостоятельно на основе порошка ZrC, соответствующего ТУ 6-09-03-408-75 (поставщик ООО «Вега», г. Донецк), методом прессования с последующим высокотемпературным спеканием. Их пористость равнялась $(30 \pm 0,7)\%$.

Стехиометрический карбид циркония ZrC

На основе обработки всего массива полученных экспериментальных данных методом наименьших квадратов в исследованном диапазоне температур 600–2500 К предложена следующая аппроксимационная формула для температуропроводности:

$$a(\text{ZrC}) = 4,5375x^4 - 31,327x^3 + 77,927x^2 - 82,085x + 37,805 \text{ мм}^2/\text{с},$$

$$\text{где } x = T[\text{K}]/10^3\text{K}.$$

Результаты расчетов по этой формуле, представленные в таблице 1.1, отклоняются от экспериментальных данных не более чем на 3%.

Таблица 1.1 - Температуропроводность стехиометрического карбида циркония ZrC

T, 10 ³ К	a, мм ² /с		T, 10 ³ К	a, мм ² /с
0,6	10,43		1,6	7,38
0,65	9,58		1,65	7,43

0,7	8,87		1,7	7,46
0,75	8,29		1,75	7,47
0,8	7,83		1,8	7,47
0,85	7,46		1,85	7,45
0,9	7,19		1,9	7,42
0,95	6,99		1,95	7,38
1	6,86		2	7,33
1,05	6,78		2,05	7,27
1,1	6,75		2,1	7,21
1,15	6,76		2,15	7,16
1,2	6,79		2,2	7,11
1,25	6,85		2,25	7,08
1,3	6,93		2,3	7,07
1,35	7,01		2,35	7,08
1,4	7,09		2,4	7,14
1,45	7,18		2,45	7,24
1,5	7,26		2,5	7,40
1,55	7,33			

Карбид циркония с минимальной субстехиометрией (по углероду)

Образцы из слабо-субстехиометрического карбида циркония изготавливались добавлением контролируемой навески порошка металлического циркония к исходному порошку ZrC с дальнейшим перемешиванием, прессованием и высокотемпературным спеканием. Важность исследования такого образца по сравнению со стехиометрическим карбидом циркония определяется почти гарантированным отсутствием свободного углерода. Твердые образцы, используемые в экспериментах, имели пористость $(27\pm 2)\%$, близкую к пористости образцов стехиометрического ZrC. Данные по температуропроводности для состава ZrC_{0,87} были получены в диапазоне температур 1300–2100 К. Измеренные значения температуропроводности ZrC_{0,87} в пределах разброса экспериментальных данных оказались почти независимыми от температуры:

$$a(\text{ZrC}_{0,87}) = 10.73 \text{ мм}^2/\text{с}.$$

1.2 Теплоемкость карбида циркония

По результатам описанного выше эксперимента невозможно однозначно определить коэффициент теплопроводности. Вместо этого мы располагаем только значениями температуропроводности a и q/c . Эксперименты, однако, показали, что при одинаковых значениях плотности мощности лазерного излучения, падающего на поверхность, образцы ZrC_x прогреваются практически до одной и той же температуры независимо от состава. Это свидетельствует о том, что их интегральная излучательная способность слабо зависит от состава. Температурная зависимость теплоемкости $ZrC_{0.96}$ приведена в литературе [1]. Это позволяет, определив величину q/c из эксперимента с образцом $ZrC_{0.96}$ и, зная для него c , найти значение q , одинаковое для всех образцов, и далее найти температурные зависимости теплоемкостей для всех остальных составов. Полученные таким образом результаты показаны на рисунке 1.1.

Используя эти результаты вместе с приведенными выше результатами измерений коэффициентов температуропроводности можно определить и температурную зависимость теплопроводности для различных составов.

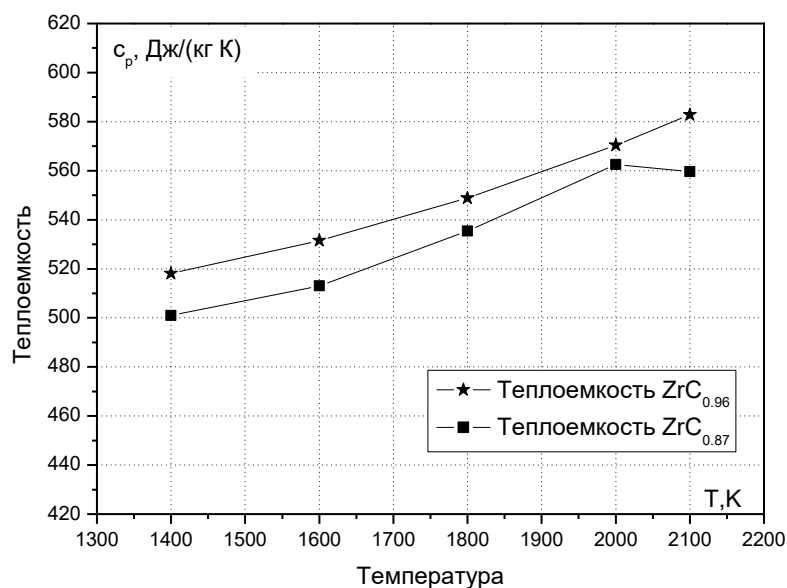


Рисунок 1.1 - Зависимость теплоемкости ZrC_x от температуры

1.3 Фазовая диаграмма системы Zr-C в области высоких температур

Используемая методика исследования фазовых диаграмм тугоплавких материалов заключается в нагреве образцов в камере, заполненной инертным газом, специальным образом профилированным во времени импульсом лазерного излучения, включая его мгновенное полное или частичное отключение после расплавления поверхности. В

процессе эксперимента многоканальным спектропирометром, специально разработанным для этих целей, измеряется спектр собственного излучения нагреваемой поверхности, характер сигнала отражения дополнительного зондирующего поверхность лазера и проводится скоростная киносъемка поверхности в отраженном свете лазера подсветки. Только совокупность совместного анализа всех средств используемой диагностики позволяет надежно идентифицировать моменты и температуры фазовых переходов в исследуемом материале. Результаты проведенных измерений представлены в таблице 1.2.

Таблица 1.2 - Экспериментальные значения температуры солидуса T_{sol} , ликвидуса T_{liq} и эвтектики T_{eut} , зафиксированные на различных стадиях эксперимента.

	T_{eut} на этапе нагрева, К	T_{sol} на этапе нагрева , К	T_{liq} на этапе нагрева , К	T_{liq} на этапе охлажд ения, К	T_{sol} на этапе охлажд ения, К	T_{sol} на этапе охлажд ения, К
ZrC_{1.22}						
1	3169	--	--	--	--	3153
2	3139	--	--	--	--	3146
3	3153	--	--	--	--	3149
4	3156	--	--	--	--	3144
5	3147	--	--	--	--	3141
6	3140	--	--	--	--	3134
7	3150	--	--	--	--	3129
8	3146	--	--	--	--	3175
9	3151	--	--	--	--	3156
10	3148	--	--	--	--	3144
11	3143	--	--	--	--	3137
ZrC_{1.10}						
1	3157	--	--	--	--	3133
2	3168	--	--	3361	--	3163
3	3164	--	--	3392	--	3169
4	3142	--	--	3398	--	3164
5	3160	--	--	3369	--	3131
ZrC						
1	--	3193	--	3557	--	3156
2	--	3244	--	3618	--	3137
3	--	3243	--	3538	--	3151

ZrC						
1	3143	--	--	3534	--	3147
2	--	3334	--	3517	--	3170
3	--	3394	--	3562	--	3119
ZrC _{0.9}						
1	--	--	--	3751	--	3127
2	3161	--	--	3737	--	3143
3	3148	--	--	3720	--	3140
ZrC _{0.9}						
1	3122	--	--	3724	--	3153
2	--	3599	--	3701	--	3163
3	--	3596	--	3695	--	3161
ZrC _{0.8}						
1	--	--	3804	3810	3754	--
2	--	--	--	3797	--	--
3	--	--	3800	3776	3737	--
4	--	--	3803	3770	3720	--

В таблице 1.3 и на рисунке 1.2 представлены данные о средних по результатам проведенных экспериментов значениях температур солидуса, ликвидуса и эвтектики системы Zr-C в сравнении с данными, приведенными в [2], которые до последнего времени считались наиболее достоверными. Однако следует отметить, что ранее адекватного метода определения температуры ликвидуса вообще не существовало, так как было невозможно нагреть образец до температуры ликвидуса, при осуществлении эксперимента так называемым методом Пирани. С другой стороны, определяемые, с помощью метода Пирани, температуры солидуса, могли быть существенно завышены, так как момент достижения точки солидуса связан лишь с началом образования жидкой фазы при котором существенных изменений формы образца может и не происходить.

Таблица 1.3 - Температуры солидуса, ликвидуса и эвтектики системы Zr-C.

Состав	Данная работа			[2]		
	T_{eut} , К	T_{sol} , К	T_{liq} , К	T_{eut} , К	T_{sol} , К	T_{liq} , К
ZrC _{1.22}	3146	--	--	3119	--	3472
ZrC _{1.10}	3155	--	3380	3119	--	3563
ZrC	3146	3282	3554	3119	--	3620

ZrC _{0.9}	3146	3598	3721	--	3571	3663
ZrC _{0.8}	--	3737	3794	--	3690	3690

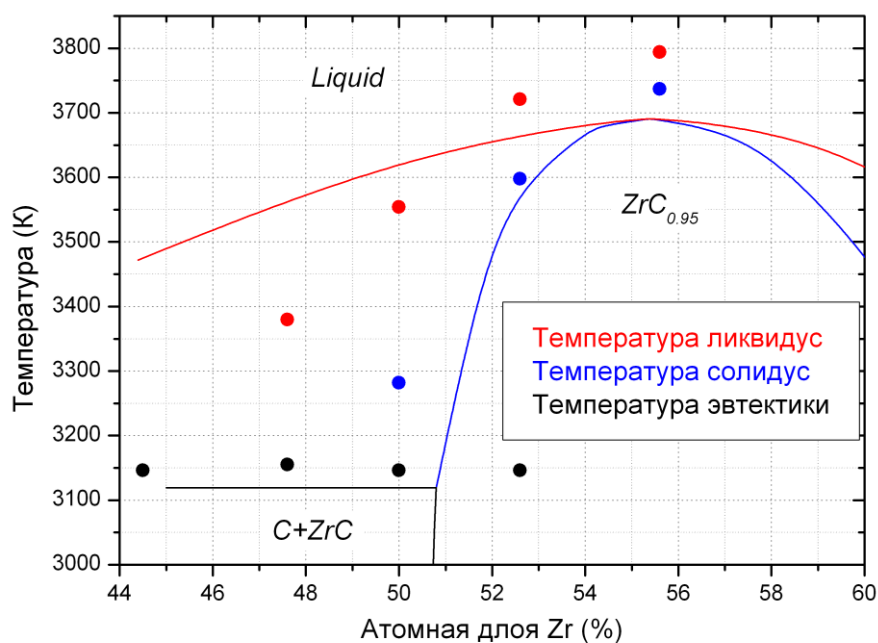


Рисунок 1.2 - Фазовая диаграмма системы Zr-C. Точки – экспериментальные данные настоящей работы; линии – фазовая диаграмма из [2]

Видно, что максимальная температура плавления, измеренная в настоящей работе, заметно больше, а кривая ликвидуса быстрее падает с увеличением содержания углерода по сравнению с данными [2].

2 Карбид тантала. Температура плавления карбида тантала

Карбид тантала относится к двум наиболее тугоплавким карбидам. Согласно имеющимся литературным данным его температура плавления значительно превышает 4000 К. Расхождение литературных данных по температуре плавления весьма велико и охватывает диапазон примерно 4000-4300 К. Важно отметить, что карбид тантала относится к так называемым нестехиометрическим карбидам, то есть область гомогенности TaC_x соответствует параметру стехиометрии $0,7 < x < 1$. А при $x > 1$ имеет место смесь карбида тантала и углерода с соответствующим эвтектическим плавлением. Эта температура практически не определена: имеется ряд немногочисленных данных, лежащих в интервале около 400 К.

Большой разброс данных определяется не только самим значением температуры плавления, но и ее зависимостью от стехиометрии в пределах зоны гомогенности. Таким

образом, речь идет не об определении точки плавления определенного состава, например, как это иногда делается, стехиометрического TaC, а об исследовании плавления в широком диапазоне составов. Это означает, что должны быть определены температуры солидуса и ликвидуса в диапазоне $0,7 < x < 1$.

В настоящей работе исследование параметров солидуса и ликвидуса TaC_x проведено с помощью лазерного нагрева. Как правило, использовались импульсы нагрева длительностью около 1 с, при этом в конце импульса мощность лазера изменялась «ступенькой» так, что при выключении основного импульса происходило контролируемое охлаждение поверхности образца. Последнее было необходимо для предотвращения нежелательного переохлаждения жидкости и достижения протяженного плато кристаллизации на термограмме, что увеличивало достоверность измерения температуры ликвидуса и/или эвтектики.

Особое внимание уделялось точному измерению температуры. С одной стороны, речь идет об измерении температур, превышающих 4500 К, то есть в области, где отсутствуют эталонные источники излучения. С другой, проблема заключается в неизвестной излучательной способности нестехиометрических карбидов как в твердом, так и в жидком состоянии. Для определения излучательной способности в ходе эксперимента и измерения истинной температуры применялась многоканальная пирометрия.

Для определения параметров солидуса и ликвидуса изготавливались образцы различных составов, соответствующих зоне гомогенности карбида тантала. Образцы исследовались методами рентгенофазового анализа, а примеси азота и кислорода и доля углерода в соединении определялась с помощью высокотемпературных методов химического анализа соответственно на установках ONH-2000 (Eltra GmbH) и Thermo Finnigan EA 1112 Series Flash elemental analyzer. Характеристики полученных образцов показаны в таблице 2.1.

Таблица 2.1 Характеристики образцов карбидов тантала

№	C, масс%	O, масс%	N, масс%	C/Ta	a(Å)
187(TaC)	6,17	0,10	0,01	0,99±0,05	4,456
205(TaC _{0,95})	5,65	0,12	0,02	0,95±0,05	-
188(TaC _{0,9})	5,61	0,13	0,01	0,90±0,05	50% - 4,4358 50% - 4,4446

189(TaC _{0,8})	5,12	0,10	0,01	0,81±0,05	50% - 4,4193 50% - 4.4245
217(TaC _{1,1})	6,35	0,10	0,01	1,02±0,05	-

Результаты изучения плавления в системе Та-С представлены на рисунке 2.1. Видно, что область конгруэнтного плавления по данным настоящей работы существенно сдвинута в область стехиометрического состава по сравнению с предсказанной ранее [3]. По нашему мнению, это можно объяснить и зависимостью параметра решетки от параметра стехиометрии в системе Та-С, что иллюстрируется рисунком 2.2, где нанесены также и параметры решетки для исследованных образцов. Видно, что параметр решетки монотонно растет с изменением соотношения Та/С и достигает максимума при стехиометрическом составе.

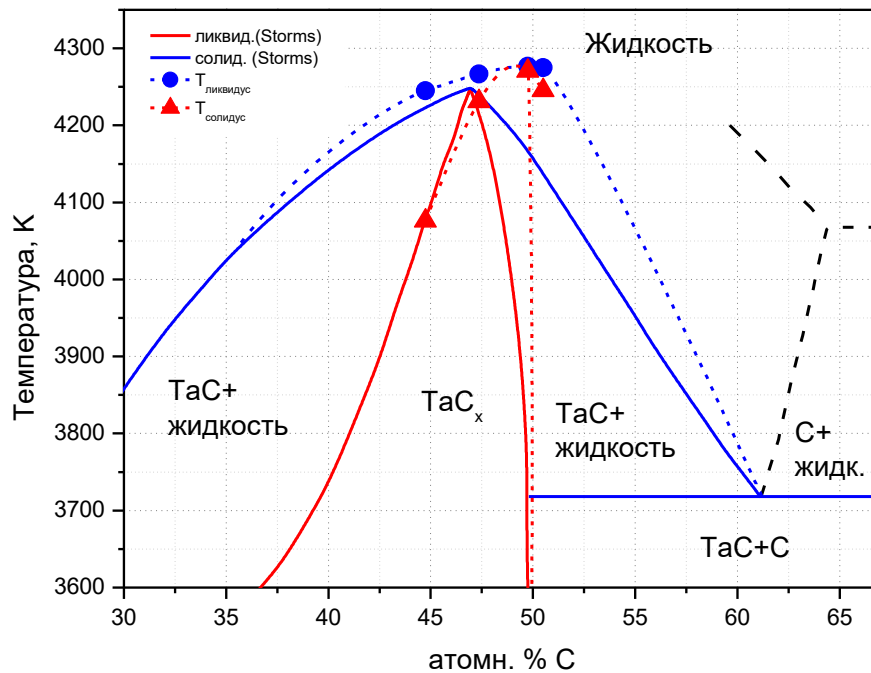


Рисунок 2.1 - Экспериментальные данные по плавлению в системе Та –С

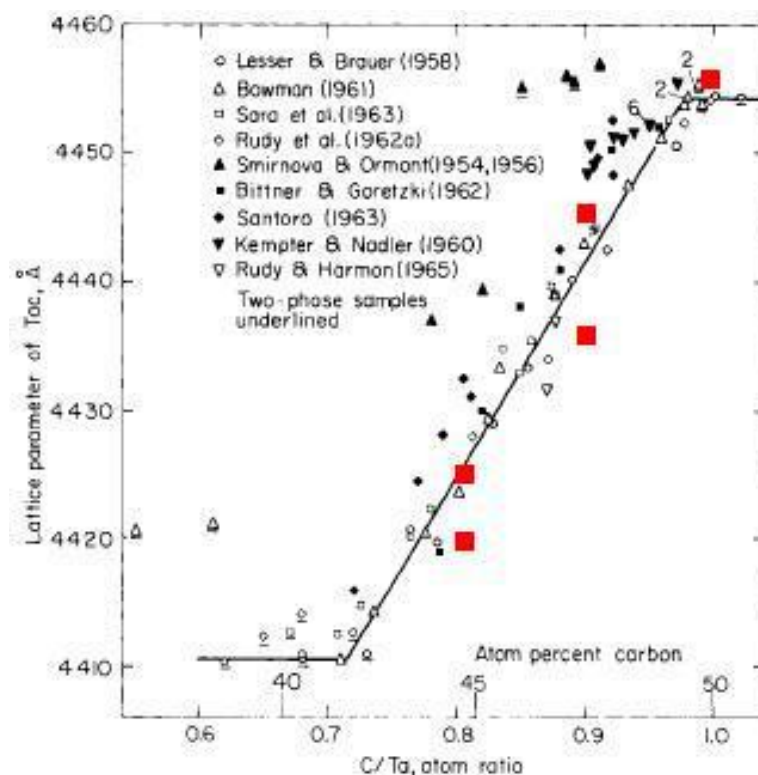


Рисунок 2.2 - Параметр решетки карбида тантала по данным разных авторов. Крупные квадраты - параметры решетки исследованных образцов TaC_x

3 Карбид гафния. Уточнение данных по температуре конгруэнтного плавления

Исследование плавления одного из наиболее тугоплавких нестехиометрических карбидов HfC_x в области их гомогенного состава (твердого раствора) выполнено с помощью лазерного нагрева. Используя комплекс оптических измерений, включающих многоканальную пирометрию и скоростную видеосъемку при подсветке поверхности излучением мощного диодного лазера, удалось впервые для подобного типа материалов измерить температуру конгруэнтного плавления. В частности, с помощью видеосъемки удалось надежно фиксировать зарождение плавления при температуре солидуса, которое четко коррелировало со снижением излучательной способности при росте температуры. Полученное в экспериментах значение температуры плавления 4250 ± 20 К подтверждает результат ряда работ, выполненных в 60-е годы так называемым методом Пириани.

4 Теплофизические свойства урана U и никеля Ni

Приводимые ниже данные получены так называемым методом импульсного нагрева током высокой плотности, называемым также методом электровзрыва проводников. Основное внимание при создании экспериментального стенда было уделено

возможности быстрого измерения температур в широком диапазоне (порядка 1300-6000К) и помехозащищенной методике регистрации тока и напряжения через образец для вычисления подводимой энергии в условиях высокого уровня электромагнитных помех, обусловленных коммутацией импульсных токов большой величины.

4.1 Никель

Чтобы проверить работоспособность установки был поставлен калибровочный эксперимент с использованием материала с хорошо известными теплофизическими свойствами. В качестве такого материала был выбран никель, имеющий температуру плавления 1728 К, близкую к температуре плавления урана 1405 К. В качестве образцов использовались отрезки проволоки диаметром 0,38-0,385мм с содержанием никеля 99,8% производства Alfa Aesar.

В результате нескольких экспериментов с различными темпами нагрева в диапазоне $10^8 - 1,7 \cdot 10^8$ К/с при давлениях 0,1-10МПа были получены результаты для зависимости энтальпии образцов от температуры, представленные на рисунке 4.1. Полученные зависимости согласуются с известными значениями вплоть до температур, при достижении которых происходит дестабилизации жидкого образца.

В таблице 4.1 вынесены энтальпии точек начала и окончания плавления, а также их разность, соответствующая теплоте фазового перехода по четырем экспериментальным кривым, а так же значения, включенные в ИВТАНТЕРМО.

Наблюдаемый разброс для энтальпии точек плавления составляет менее 2кДж/моль, что даёт погрешность определения на уровне 3-4%. Теплота фазового перехода может отклоняться от значений, приводимых в справочных данных на 6%, что связано с тем, что ее значение составляет примерно треть от энтальпии в точке плавления.

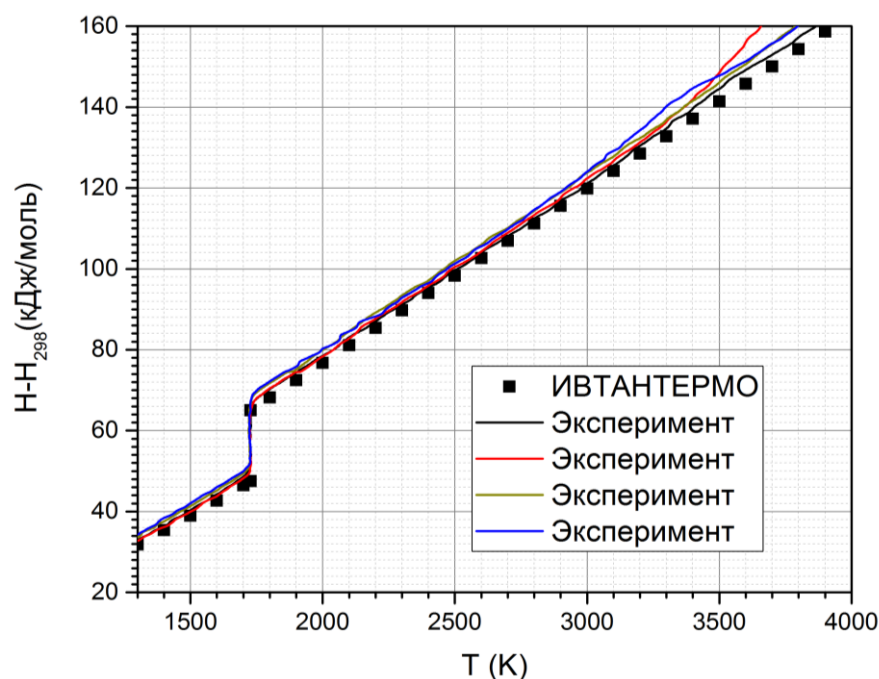


Рисунок 4.1 - Зависимость удельной энтальпии никеля от температуры.

Таблица 4.1 Значений энтальпии точек плавления для никеля и теплоёмкости жидкого состояния

Источник	Энтальпия твердой фазы в точке плавления (кДж/моль)	Энтальпия жидкой фазы в точке плавления (кДж/моль)	Теплота фазового перехода (кДж/моль)	Теплоёмкость в жидком состоянии (Дж/моль*К)
ИВТАНТЕРМО	47,55	65,05	17,5	43,1
Эксперимент 1	48,2	65,0	16,8	42,1
Эксперимент 2	48,5	65,0	16,5	43,2
Эксперимент 3	49,6	66,5	17,1	43,2
Эксперимент 4	50,0	66,8	16,8	42,8

4.2 Уран

Образцы для исследования термодинамических параметров урана были получены от Федерального государственного унитарного предприятия «Научно-исследовательский институт Научно-производственное объединение «Луч» (ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ») и сопровождалась паспортом № П-06/76 на ядерный материал от 20.10.2015. Информация о материале образцов приводится ниже в таблицах 4.2, 4.3 и 4.4.

Таблица 4.2 Описание материала и данные по степени обогащения

Описание материала	Уран металлический
Шифр материала	ЗС21
Масса материала, г	5,50
Масса урана, г	5,49
Масса урана-235, г	0,04

Таблица 4.3 Чистота материала.

Элемент	Содержание, % масс.
Уран природного обогащения	99,82

Таблица 4.4 Состав примесей

C	O	Fe	Si	B	P	Mo	V
0,12	0,03	0,016	0,027	$<2,5 \cdot 10^{-5}$	$<0,01$	$<0,003$	$<0,003$
Cr	Mn	Al	N	Be	Co	Ni	Cu
0,005	0,0016	0,013	0,01	$<0,0001$	$<0,003$	0,004	0,0025

Ввиду высокой реакционной способности металлического урана требовалась специальная процедура по подготовке поверхности образцов. Формирующаяся на поверхности металла оксидная плёнка обладает низкой электропроводностью и высокой излучательной способностью, отличающейся от таковой у металла. Низкая электропроводность оксидной плёнки не позволяет обеспечить надёжный электрический контакт в точках обжима образца, что делает неприменимой принятую методику подвода энергии и измерения напряжения на образце. Также в процессе нагрева и плавления наряду с расширением образца может происходить изменение эффективной излучательной способности из-за растрескивания оксидной плёнки, что, в свою очередь, приведёт к некорректным пирометрическим измерениям.

Механическая очистка образцов от окисной пленки оказалась неэффективной. В работе [5] для решения проблемы подготовки образцов была использована электрополировка, аналогичный подход был выбран и в данной работе. Образцы после обработки и подготовки имели блестящую металлическую поверхность и диаметр $0,625 \pm 0,005$ мм. Диаметр измерялся с применением инструментального микроскопа ММИ-2. После зажима образцов в держателе активная длина составляла от 18 до 21 мм. Эксперименты производились при давлениях 11 МПа и 1 МПа.

На рисунке 4.2 приводится зависимость энтальпии урана от температуры. Следует отметить, что температура вычислялась на основе предположения о постоянстве излучательной способности образца в жидком состоянии. Значения энтальпий точек плавления и теплоёмкости жидкой фазы указаны в таблице 4.5. Заметная относительная погрешность в определении энтальпии точек плавления урана по сравнению, например, с никелем, обусловлена почти вдвое меньшей теплотой плавления, а также работой на границе области чувствительности пирометра, по которому выделяется «полочка» плавления. Вплоть до температур порядка 2000К зависимость энтальпии от температуры довольно хорошо согласуется с уже известными данными.

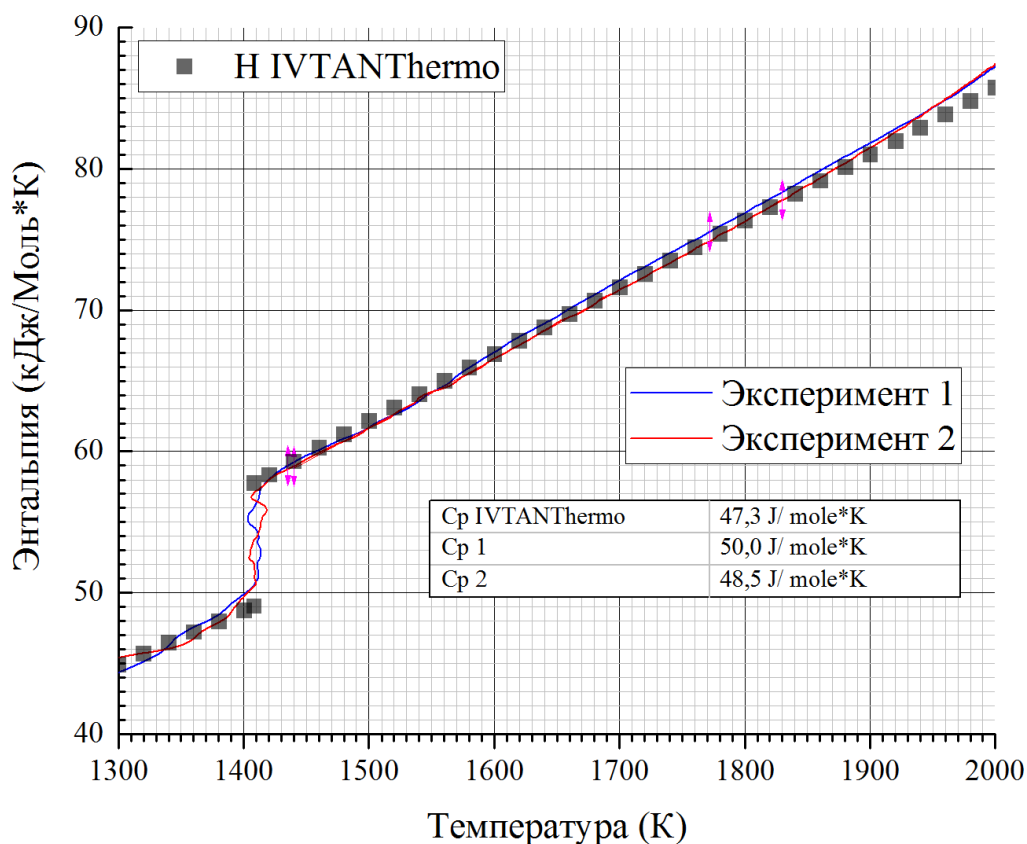


Рисунок 4.2 - Зависимость удельной энтальпии никеля от температуры

Таблица 4.5 Значения энтальпий в точках плавления для урана и теплоёмкость в жидком состоянии

Источник	Энтальпия твердой фазы в точке плавления (кДж/моль)	Энтальпия жидкой фазы в точке плавления (кДж/моль)	Теплота фазового перехода (плавление) (кДж/моль)	Теплоёмкость в жидком состоянии (Дж/моль*К)
ИВТАН Термо	49	57,7	8,7	47,5
Эксперимент 1	49,1	58	8,9	48,4

Эксперимент 2	51,4	59,7	8,3	50,5
Эксперимент 3	51	58,8	7,8	47,2

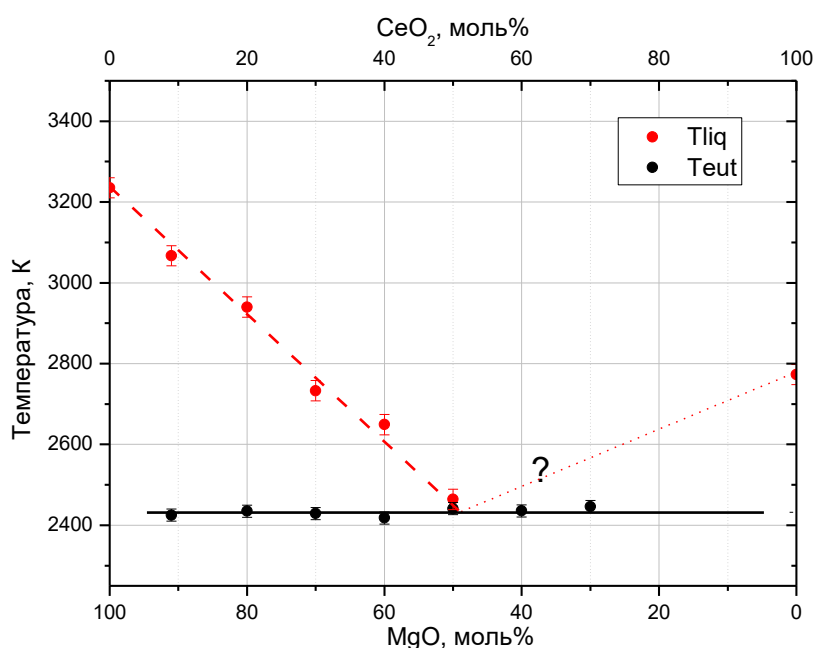
5 Смешанные карбиды и оксиды: ZrC-UC и MgO-CeO₂

5.1 Плавление в системе MgO–CeO₂

Для изготовления образцов использовались оксид магния (магний оксид квалификации «ч» ГОСТ 4526-75) и диоксид церия (чда, ООО «Компонент-Реактив» СТП ТУ КОМП 2-532-12).

Для дальнейших исследований систем на основе окиси магния использовались образцы четырех составов, для изготовления которых была разработана технология прессования образцов-таблеток с применением связующего вещества.

Для образцов с преобладанием оксида церия, в отличие от составов с преобладанием оксида магния, не удалось однозначно зафиксировать температуры ликвидуса. Для состава 40% моль CeO₂ на термограмме в процесс охлаждения был четко виден тепловой эффект как при температуре ликвидуса (значительный излом термограммы), так и продолжительная «полочка» соответствующая температуре эвтектики. При этом для состава 60% моль CeO₂ в области температур, где можно предположительно ожидать переход, соответствующий ликвидусу, нет никаких особенностей, хотя температура эвтектики фиксируется весьма четко. Эти экспериментальные данные представлены на рисунке 5.1, совместно с результатами, полученными в области, обогащенной MgO. Здесь обращает на себя внимание весьма хорошее совпадение температуры эвтектики, в широкой области составов.



5.2 Характерные температуры солидуса в системе U–C

В системе U-C хорошо определенным является наличие фазы твердого раствора при температурах выше 2000-2300 К и вплоть до линии солидуса для составов, простирающихся от близких к монокарбиду урана UC до близких к его дикарбиду UC₂. Температуры плавления (солидуса) сравнительно невелики и не превышают 2800 К, что примерно на 300 К ниже, чем для диоксида урана. Поэтому для измерения температур солидуса обычно используется метод, заключающийся в нагреве образца прямым пропусканием тока вплоть до момента заплавления отверстия, служащего моделью черного тела. На всех известных фазовых диаграммах системы уран-углерод линия ликвидуса, соответствующая плавлению твердого раствора UC-UC₂, нанесена условно, так как указанным выше методом определение температуры ликвидуса затруднительно.

В недавней экспериментальной работе [6] температуры плавления монокарбида урана UC, бикарбида UC₂ и сесквикарбида U₂C₃ были определены методом лазерного плавления. Полученные данные находятся в хорошем соответствии с результатами проведенных в середине 60-х годов экспериментов, что позволяет рекомендовать для дальнейшего использования значения температур солидуса в системе U-C, представленные в таблице 5.1.

Таблица 5.1 - Температуры солидуса T_{sol} в системе U-C

Состав	T_{sol}, K
UC	2780±10
U ₂ C ₃	2670±30
UC ₂	2765±10

5.3 Смешанный карбид урана-циркония: UC-ZrC

Использование карбидного топлива весьма интересно для создания тепловыделяющих элементов газового реактора, работающего при экстремально высоких температурах (более 3000 К). В этом случае карбид урана может входить как компонент смешанного карбидного топлива. Особо перспективным считается, например, топливо на основе UC-ZrC [7] с большим мольным содержанием ZrC, обеспечивающим высокую температуру плавления. Такое топливо может быть использовано для создания ядерного

ракетного двигателя [7] для космических применений, а также для других высокотемпературных газовых реакторов.

Отправной точкой для анализа свойств такого топлива служит квазибинарная фазовая диаграмма ZrC-UC [7], которая имеет вид, типичный для идеального твердого раствора. Твердый раствор системы Zr-C лежит в области составов ZrC_{1-x} ($x > 0$). Учитывая, что фаза UC плавится конгруэнтно, а температура плавления UC, как отмечено выше, является достаточно хорошо определенной, основная неопределенность связана с температурой и составом, соответствующим конгруэнтному плавлению для системы Zr-C. Разброс имевшихся в литературе данных по температуре плавления карбида циркония был весьма велик и составлял более 100 К, а данные по кривым солидуса и ликвидуса в окрестности точки конгруэнтного плавления практически отсутствовали. Очевидно, что основная проблема в получении таких данных связана с трудностями экспериментального исследования вещества с чрезвычайно высокими температурами плавления (около 3800 К).

Вышеприведенный анализ приводит к заключению о целесообразности получения новых данных, касающихся, прежде всего, системы Zr-U-C в области температур, соответствующих кривым солидуса и ликвидуса в псевдобинарной системе ZrC-UC. Здесь основным вопросом является определение температуры конгруэнтного плавления в системе цирконий-углерод и соответствующего состава. Результаты проведенных в настоящей работе исследований приведены выше. С опорой на эти данные с помощью лазерного нагрева были проведены экспериментальные исследования фазовой диаграммы псевдобинарной системы ZrC-UC. Полученные результаты представлены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Параметры фазовой диаграммы псевдобинарной системы ZrC-UC

Состав (атомные доли)	Температура солидуса, К	Погрешность, К	Температура ликвидуса, К	Погрешность, К
ZrC	3798	±30	3840	±20
UC _{0,25} + ZrC _{0,75}	3316	±50	3745	±20
UC _{0,5} + ZrC _{0,5}	3094	±50	3527	±20
UC _{0,75} + ZrC _{0,25}	2900	±50	3245	±20
UC	2873	±25	2873	±20

Литература

1 Storms E.K., Griffin J. The vaporization behavior of the defect carbides. IV. The zirconium-carbon system // Journal of High Temperature Science. 1973. V. 5. No. 4. P. 291.

2 Butt D.P., Wallace T.C. The U-Zr-C Ternary Phase Diagram above 2473 K // Journal of the American Ceramic Society. 1993. V. 76. P. 1409.

3 Storms E. K. The Refractory Carbides. Academic Press, New York-London. 1967. V.2. P.171-213.

4 Eckstein B.H., Forman R. Preparation and Some Properties of Tantalum Carbide // Journal of Applied Physics. 1962. V. 33. P.82.

5 Mulford R.N.R., Sheldon R.L. Density and heat capacity of liquid uranium at high temperatures // Journal of Nuclear Materials 154 (1988) 268-275.

6 Utton C.A., De Bruycker F., Boboridis K., Jardin R., Noel H., Guéneau C., Manara D. Laser melting of uranium carbides // Journal of Nuclear Materials. 2009. V. 385, N 2. P. 443–448.

7 Darryl P. B., Terry C. W. The U–Zr–C Ternary Phase Diagram above 2473 K // Journal of the American Ceramic Society. 1993. V. 76, N 6. P. 1409–1419.