

---

---

Р. П. ЭЛЛИОТ

СТРУКТУРЫ  
ДВОЙНЫХ  
СПЛАВОВ

---

---

I

# Constitution of Binary Alloys, First Supplement

**Rodney P. Elliott, Ph.D.**

SENIOR METALLURGIST, IIT RESEARCH INSTITUTE, CHICAGO

**McGraw-Hill Book Company**

NEW YORK ST. LOUIS SAN FRANCISCO TORONTO LONDON SYDNEY

# СТРУКТУРЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Первое дополнение

**Р. П. Эллиот**

*ТОМ I*

*Перевод с английского*  
А. М. Захарова, В. С. Золоторевского,  
П. К. Новика и Ф. С. Новика

*Под редакцией*  
И. И. Новикова и И. Л. Рогельберга



**ИЗДАТЕЛЬСТВО «МЕТАЛЛУРГИЯ»**  
Москва 1970

УДК 669.017.11

**СТРУКТУРЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ. СПРАВОЧНИК.**  
Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, 456 с.

Книга является первым дополнением к справочнику М. Хансена и К. Андерко «Структуры двойных сплавов» (Металлургиздат, 1962). В ней обобщены новые данные по 1719 двойным диаграммам состояния и кристаллическим структурам фаз, опубликованные в 1957—1961 гг., а также старые работы, не отраженные в справочнике. Большинство новых диаграмм состояния — это системы тугоплавких, редких, редкоземельных и радиоактивных металлов. Илл. 435. Табл. 42. Библ. 5600 назв.

**СОДЕРЖАНИЕ**

Ниже приведен перечень двойных систем, имеющих в справочнике М. Хансена и К. Андерко (т. I и II) и в настоящем дополнении. Системы расположены в алфавитном порядке в соответствии с химическими символами элементов. Системы с диаграммами состояния отмечены звездочкой (\*).

	Стр.
Предисловие к русскому изданию . . . . .	15
Предисловие . . . . .	17
Введение . . . . .	19

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Настоящий справочник Стр.		Стр.	Настоящий справочник Стр.
Ac—H	—	21	Ag—La	43 *	31
—O	—	21	—Li	43 *	—
—S	—	21	—Lu	—	31
Ag—Al	14 *	21	—Mg	45 *	31
—As	17 *	22	—Mn	47 *	32
—Au	18 *	23	—Mo	49	—
—B	20	24	—N	49	33
—Ba	21 *	—	—Na	49 *	33
—Be	22 *	24	—Nd	—	34
—Bi	23 *	—	—Ni	50 *	35
—C	24	—	—O	51 *	35
—Ca	25 *	25	—P	53 *	36
—Cd	26 *	25	—Pb	54 *	37
—Ce	29 *	26	—Pd	56 *	37
—Co	30	—	—Po	—	37
—Cr	31 *	—	—Pr	57 *	37
—Cu	31 *	27	—Pt	58 *	38
—Dy	—	27	—Pu	—	38
—Er	—	27	—Re	60	—
—Eu	—	27	—Rh	60	38
—Fe	34	27	—Ru	60	39
—Ga	35 *	28	—S	60	40
—Gd	—	29	—Sb	63 *	40
—Ge	37 *	29	—Sc	—	41
—H	38	—	—Se	64 *	41
—Hg	38 *	29	—Si	65 *	41
—Ho	—	30	—Sm	—	42
—In	40	30	—Sn	67 *	42
—Ir	42	30	—Sr	69 *	—
—Kr	—	31	—Ta	70 *	—
			—Te	70 *	42

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Настоящий справочник Стр.		Стр.	Настоящий справочник Стр.
Ag—Th	72 *	42	Al—Pb	139 *	—
—Ti	73 *	43	—Pd	141 *	72
—Tl	75	—	—Pr	143 *	72
—U	76 *	44	—Pt	144 *	72
—V	77	—	—Pu	146	73
—W	77	—	—Rb	146	—
—Y	—	44	—Re	—	75
—Zn	78 *	45	—Rh	—	77
—Zr	81 *	45	—Ru	—	77
Al—As	82	46	—S	146 *	77
—Au	83 *	—	—Sb	1467 *	77
—B	86 *	46	—Sc	—	78
—Ba	87 *	48	—Se	149 *	78
—Be	88 *	49	—Si	150 *	78
—Bi	89 *	—	—Sm	—	79
—C	91	49	—Sn	152 *	79
—Ca	91 *	—	—Sr	154	—
—Cd	93 *	49	—Ta	154	80
—Ce	94 *	50	—Tb	—	80
—Co	95 *	52	—Te	154 *	81
—Cr	97 *	52	—Th	155 *	81
—Cs	100	—	—Ti	157 *	82
—Cu	100 *	53	—Tl	160 *	—
—Dy	—	54	—Tm	—	84
—Er	—	54	—U	160 *	84
—Eu	—	55	—V	162 *	85
—Fe	106 *	55	—W	165 *	86
—Ga	111 *	56	—Y	—	86
—Gd	—	57	—Yb	—	89
—Ge	112 *	58	—Zn	166 *	89
—H	114 *	59	—Zr	170 *	90
—Hf	—	60	Am—Be	—	91
—Hg	115 *	—	—H	—	91
—Ho	—	61	—O	—	91
—In	116 *	—	—S	—	92
—Ir	—	61	As—Au	172 *	—
—K	118 *	—	—B	—	92
—La	118 *	62	—Ba	173	—
—Li	120 *	62	—Be	—	92
—Lu	—	63	—Bi	173 *	—
—Mg	122 *	63	—C	175	—
—Mn	127 *	63	—Ca	175	92
—Mo	131 *	65	—Cd	175 *	—
—N	133	67	—Ce	177	93
—Na	133 *	—	—Co	177 *	93
—Nb	135	67	—Cr	179	93
—Nd	135	69	—Cs	—	94
—Ni	135 *	70	—Cu	179 *	94
—Np	138	—	—Dy	—	95
—O	139	71	—Er	—	95
—Os	—	71	—Fe	181 *	95
—P	139	72			

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Настоящий справочник Стр.		Стр.	Настоящий справочник Стр.
As—Ga	183 *	96	Au—B	205	107
—Gd	—	96	—Ba	206	—
—Ge	183 *	96	—Be	206 *	108
—H	—	97	—Bi	207 *	—
—Hg	185	—	—C	209	—
—Ho	—	97	—Ca	209 *	—
—In	185 *	97	—Cd	210 *	108
—Ir	186	97	—Ce	214 *	—
—K	186	98	—Co	215 *	109
—La	186	—	—Cr	215 *	110
—Li	186	99	—Cs	217	111
—Mg	186	99	—Cu	217 *	112
—Mn	187 *	99	—Dy	—	113
—Mo	188	—	—Er	—	113
—N	—	101	—Fe	223 *	—
—Na	189	—	—Ga	225 *	113
—Nb	189	—	—Gd	—	113
—Nd	189	101	—Ge	226 *	113
—Ni	189 *	101	—H	227	—
—O	—	103	—Hf	—	114
—Os	—	103	—Hg	227 *	114
—P	191 *	103	—Ho	—	114
—Pb	192 *	—	—In	230 *	114
—Pd	193	103	—Ir	232	115
—Pr	193	—	—K	232	116
—Pt	193 *	103	—La	233 *	—
—Pu	194	104	—Li	233	117
—Rb	—	104	—Lu	—	119
—Re	194	—	—Mg	234 *	—
—Rh	195	104	—Mn	235 *	119
—Ru	195	104	—Mo	238	120
—S	195 *	—	—N	238	120
—Sb	196 *	—	—Na	238 *	120
—Sc	—	104	—Nb	—	121
—Si	198 *	104	—Ni	240 *	121
—Sm	—	105	—O	243	122
—Sn	199 *	—	—Os	243	—
—Sr	201	105	—P	243	123
—Ta	202	—	—Pb	243 *	123
—Tb	—	105	—Pd	245 *	—
—Te	202 *	—	—Po	—	123
—Th	—	105	—Pr	246 *	—
—Ti	202	105	—Pt	247 *	123
—Tl	203 *	—	—Pu	—	124
—Tm	—	106	—Rb	250	125
—U	204	—	—Re	—	125
—V	204	106	—Rh	250	125
—W	204	—	—Ru	251	127
—Y	—	106	—S	251	127
—Yb	—	106	—Sb	251 *	127
—Zn	204 *	107	—Se	252 *	127
—Zr	—	107	—Si	253 *	129
			—Sn	253 *	129

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Стр.		Стр.	Стр.
Au—Sr	—	129	B—Pt	280	156
—Ta	—	131	—Pu	—	157
—Te	255 *	—	—Re	—	157
—Th	257 *	131	—Rh	280	157
—Ti	258 *	131	—Ru	281	158
—Tl	260 *	—	—S	—	158
—U	261 *	—	—Sc	—	158
—V	262 *	132	—Se	—	159
—W	—	133	—Si	281	159
—Y	—	133	—Sm	—	160
—Zn	262 *	133	—Sn	281	161
—Zr	266 *	134	—Sr	281	161
			—Ta	281	161
B—Ba	267	134	—Tb	—	164
—Be	—	135	—Th	282	164
—Bi	267	—	—Ti	283 *	164
—C	—	136	—Tl	286	165
—Ca	268	139	—Tm	—	165
—Cd	—	139	—U	286	165
—Ce	268	140	—V	287	166
—Co	268 *	140	—W	287	167
—Cr	269	141	—Y	—	167
—Cu	270 *	—	—Yb	—	169
—Dy	—	142	—Zn	288	170
—Er	271	143	—Zr	288 *	170
—Eu	—	143			
—Fe	271 *	143	Ba—Be	—	171
—Ga	—	144	—Bi	289 *	171
—Gd	274	144	—C	291	—
—Ge	—	144	—Ca	291 *	—
—H	—	145	—Cd	292	—
—Hf	274	145	—Cu	—	172
—Hg	—	145	—Fe	292	—
—Ho	—	146	—Ga	—	172
—In	—	146	—H	292	173
—Ir	275	146	—Hg	293 *	174
—La	275	146	—Li	—	174
—Li	—	147	—Mg	294 *	175
—Lu	—	148	—N	295	175
—Mg	—	148	—Na	—	176
—Mn	275	148	—Ni	295	—
—Mo	275 *	149	—O	—	177
—N	—	149	—P	295	177
—Na	—	150	—Pb	296 *	—
—Nb	277	150	—Pd	—	177
—Nd	278	150	—Po	—	177
—Ni	278 *	152	—Pt	297	178
—O	—	153	—Pu	—	178
—Os	279	153	—Rh	—	178
—P	—	154	—S	297 *	178
—Pb	280	154	—Sb	298	—
—Pd	280	154	—Se	298	178
—Pr	280	155	—Si	298	178

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Стр.		Стр.	Стр.
Ba—Sn	298 *	—	Be—W	324	198
—Sr	299 *	179	—Y	—	199
—Te	300	179	—Yb	—	199
—Tl	300	—	—Zn	324	200
—Zn	300 *	179	—Zr	324 *	200
Be—Bi	301	179	Bi—C	325	—
—C	301	180	—Ca	325 *	202
—Ca	302	180	—Cd	326	202
—Cd	—	181	—Ce	328 *	202
—Ce	302	181	—Co	329 *	—
—Co	302 *	181	—Cr	330	203
—Cr	304 *	181	—Cs	331	203
—Cu	305 *	183	—Cu	331 *	205
—Er	—	183	—Dy	—	205
—Fe	308 *	184	—Er	—	205
—Ga	310	185	—Fe	333 *	206
—Ge	311	185	—Ga	334 *	206
—H	311	185	—Gd	—	207
—Hf	—	186	—Ge	334 *	207
—Hg	311	186	—H	335	—
—In	—	188	—Hg	336 *	208
—Ir	311	—	—Ho	—	208
—K	—	188	—In	337 *	208
—La	—	188	—Ir	338 *	209
—Li	—	189	—K	339 *	209
—Mg	311	189	—La	340 *	210
—Mn	312	189	—Li	340 *	—
—Mo	312	189	—Mn	343 *	210
—N	313	190	—Mg	340 *	210
—Nb	313 *	190	—Mo	346	210
—Ni	313 *	191	—N	346	—
—Np	315	—	—Na	346 *	—
—O	315	192	—Nb	—	211
—Os	316	—	—Nd	—	211
—P	316	—	—Ni	347 *	211
—Pd	316 *	192	—O	349	212
—Po	—	193	—Os	—	212
—Pt	317	193	—P	349	—
—Pu	318 *	193	—Pb	349 *	212
—Re	319	194	—Pd	352 *	213
—Rh	319	—	—Po	354	—
—Ru	319	195	—Pr	354	215
—S	319	—	—Pt	354	215
—Se	319	—	—Pu	354	217
—Si	320 *	195	—Rb	355	218
—Sn	320	195	—Rh	355 *	219
—Ta	321	195	—Ru	356	221
—Te	321	—	—S	356 *	221
—Th	321	196	—Sb	357 *	222
—Ti	321	197	—Se	358 *	223
—U	322 *	—	—Si	360 *	224
—V	323	198	—Sm	—	224

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Стр.		Стр.	Стр.
Bi—Sn	361 *	225	C—Ru	403	255
—Sr	364	225	—Sb	403	—
—Tb	—	227	—Sc	403	255
—Te	364	227	—Si	403 *	255
—Th	366 *	228	—Sm	—	257
—Ti	367	230	—Sn	405	—
—Tl	367 *	231	—Sr	405	—
—Tm	—	231	—Ta	405 *	257
—U	369 *	231	—Tb	—	258
—W	371	—	—Th	407 *	259
—Xe	—	233	—Ti	408 *	260
—Y	—	233	—Tm	—	262
—Zn	371 *	233	—U	411 *	262
—Zr	—	233	—V	414 *	264
			—W	416 *	265
C—Ca	373	234	—Y	—	266
—Cd	373	—	—Yb	—	267
—Ce	373	234	—Zn	419	—
—Co	374 *	235	—Zr	419	267
—Cr	376 *	235			
—Cs	—	236	Ca—Cd	420 *	—
—Cu	378	236	—Ce	421	268
—Dy	—	236	—Co	421 *	—
—Er	—	236	—Cu	421 *	—
—Fe	378 *	236	—Fe	432	—
—Gd	—	239	—Ga	423	—
—Ge	—	240	—Ge	423	268
—Hf	391	240	—H	424	268
—Hg	391	—	—Hg	424 *	—
—Ho	—	241	—In	425	—
—Ir	391	241	—Ir	—	270
—K	—	241	—La	425	270
—La	391	242	—Li	426	270
—Li	—	243	—Mg	427 *	272
—Lu	—	244	—N	428 *	273
—Mg	392	—	—Na	430 *	—
—Mn	392 *	244	—Ni	431	—
—Mo	395 *	245	—O	—	273
—Na	—	246	—P	—	273
—Nb	398 *	247	—Pb	431 *	274
—Nd	—	250	—Pd	—	274
—Ni	399 *	250	—Po	—	274
—Np	401	—	—Pr	—	275
—Os	402	251	—Pt	432	275
—Pb	402	—	—Pu	—	275
—Pd	402	251	—Rh	—	275
—Po	—	251	—S	433	275
—Pr	—	252	—Sb	433 *	275
—Pt	402	252	—Se	433	—
—Pu	402	252	—Si	433 *	276
—Rb	—	254	—Sn	435 *	276
—Re	403	254	—Sr	437	276
—Rh	403	255	—Te	437	—

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Стр.		Стр.	Стр.
Ca—Ti	—	277	Cd—Tl	473 *	291
—Tl	437 *	—	—Tm	—	291
—U	438	—	—U	—	291
—W	438	—	—Yb	—	293
—Zn	439 *	278	—Zn	473 *	293
			—Zr	476	293
Cd—Ce	440	278	Ce—Co	476 *	294
—Co	441	—	—Cr	477	294
—Cr	441	—	—Cu	478 *	295
—Cs	441	—	—Dy	—	296
—Cu	441 *	279	—Fe	479	296
—Dy	—	279	—Ga	480	297
—Er	—	279	—Gd	—	297
—Eu	—	279	—Ge	—	298
—Fe	443	—	—H	480	298
—Ga	444 *	280	—Hg	481	299
—Gd	—	280	—In	481 *	300
—Ge	445 *	281	—Ir	—	300
—H	445	—	—La	481 *	300
—Hg	445 *	281	—Lu	—	300
—Ho	—	282	—Mg	483 *	301
—In	448 *	282	—Mn	485 *	301
—K	449 *	—	—Mo	—	302
—Kr	—	283	—N	485	302
—La	450	283	—Nb	—	302
—Li	450 *	—	—Ni	486 *	302
—Lu	—	283	—O	—	304
—Mg	452 *	283	—Os	—	305
—Mn	456	—	—P	487	305
—N	456	285	—Pb	487 *	306
—Na	456 *	—	—Pd	—	306
—Nd	—	285	—Pr	—	306
—Ni	458 *	—	—Pt	488	306
—O	459	285	—Pu	—	306
—P	459	—	—Rh	—	308
—Pb	459 *	285	—Ru	—	308
—Pd	461 *	—	—S	488	308
—Po	462	286	—Sb	488	309
—Pr	462	286	—Sc	—	309
—Pt	462 *	—	—Se	—	309
—Rb	464	—	—Si	489 *	310
—Rh	464	—	—Sn	491 *	310
—S	464	286	—Ta	—	310
—Sb	464 *	287	—Te	491	311
—Se	467 *	287	—Th	491	311
—Si	468	288	—Ti	492 *	312
—Sm	—	288	—Tl	492 *	312
—Sn	468 *	288	—U	492	313
—Sr	471 *	—	—V	—	314
—Tb	—	289	—W	—	314
—Te	471 *	289	—Y	—	315
—Th	—	291	—Zn	494 *	316
—Ti	472	—	—Zr	—	316

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Настоящий справочник Стр.		Стр.	Настоящий справочник Стр.
Cm—O	—	316	Co—V	546 *	343
Co—Cr	495 *	317	—W	549 *	343
—Cu	498 *	318	—Y	—	343
—Dy	—	318	—Zn	551 *	—
—Er	—	318	—Zr	554 *	345
—Fe	500 *	319	Cr—Cu ✓	555 *	346
—Ga	503 *	321	—Dy	—	346
—Gd	—	322	—Er	—	347
—Ge	504 *	323	—Fe	556 *	347
—H	505	324	—Ga	—	349
—Hf	505	324	—Gd	—	349
—Hg	505	—	—Ge	564	349
—Ho	—	325	—H	564	350
—In	506	325	—Hf	565	350
—Ir	506 *	—	—Hg	565	—
—K	507	—	—Ho	—	350
—La	—	326	—Ir	566	350
—Li	507 *	—	—La	566	351
—Mg	508 *	326	—Li	—	351
—Mn	508 *	326	—Lu	—	352
—Mo	510 *	327	—Mg	566	—
—N	512	327	—Mn	566 *	352
—Na	513	327	—Mo	569 *	352
—Nb	513 *	327	—N	570	353
—Nd	—	328	—Nb	572	354
—Ni	514 *	328	—Nd	—	356
—O	516 *	328	—Ni	573 *	356
—Os	517 *	—	—O	577 *	357
—P	518 *	329	—Os	580	357
—Pb	519 *	329	—P	580 *	358
—Pd	520 *	329	—Pb	581 *	358
—Pr	—	330	—Pd	582 *	358
—Pt	521 *	—	—Pr	—	—
—Pu	523	330	—Pt	584 *	—
—Re	524 *	332	—Pu	587	358
—Rh	525 *	—	—Re	587 *	359
—Ru	525 *	—	—Rh	588	—
—S	526 *	333	—Ru	588	360
—Sb	529 *	334	—S	589 *	361
—Sc	—	335	—Sb	591 *	362
—Se	532 *	335	—Sc	—	362
—Si	533 *	337	—Se	592	362
—Sm	—	337	—Si	593 *	363
—Sn	536 *	337	—Sm	—	364
—Ta	539 *	337	—Sn	595 *	364
—Tb	—	339	—Ta	956 *	365
—Te	541	339	—Tb	—	367
—Th	541	340	—Tc	—	367
—Ti	542 *	340	—Te	597	367
—Tl	545	—	—Th	598	367
—Tm	—	342	—Ti	598 *	368
—U	545 *	342	—Tm	—	368

Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко		Система	Справочник М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Настоящий справочник Стр.		Стр.	Настоящий справочник Стр.
Cr—U	602 *	—	Cu—Pd	655 *	385
—V	603	369	—Po	—	385
—W	603 *	369	—Pr	659 *	385
—Y	—	370	—Pt	659 *	385
—Yb	—	371	—Pu	662	386
—Zn	605 *	371	—Re	662	—
—Zr	606 *	371	—Rh	662 *	—
Cs—Fe	617	—	—Ru	663	—
—Ga	617	—	—S	663 *	387
—Ge	617	371	—Sb	666 *	389
—H	—	372	—Sc	—	390
—Hg	617 *	372	—Se	672 *	390
—In	619	—	—Si	673 *	391
—K	619 *	—	—Sm	—	391
—Li	620	—	—Sn	676 *	392
—N	—	372	—Ta	681	392
—Na	620 *	—	—Tb	—	392
—O	—	372	—Te	682 *	392
—Rb	621 *	—	—Th	684 *	392
—S	—	373	—Ti	686 *	393
—Sb	621	374	—Tl	690 *	394
—Se	622	—	—U	691 *	394
—Si	622	375	—V	692	395
—Te	622	—	—W	693	—
Cu—Dy	—	375	—Y	—	395
—Er	—	375	—Zn	693 *	396
—Fe	622 *	376	—Zr	699 *	398
—Ga	625 *	377	Dy—Er	—	398
—Gd	—	377	—Fe	—	398
—Ge	627 *	378	—Ga	—	399
—H	629 *	378	—Ge	—	399
—Hf	631	379	—H	—	399
—Hg	631 *	379	—In	—	400
—Ho	—	379	—Ir	—	401
—In	633 *	—	—Mn	—	401
—Ir	635	—	—Mo	—	401
—La	635 *	379	—N	—	401
—Li	636 *	380	—Nb	—	402
—Lu	—	380	—Ni	—	402
—Mg	637 *	380	—O	—	402
—Mn	639 *	381	—Os	—	403
—Mo	643	381	—P	—	403
—N	643	—	—Pt	—	403
—Na	644	—	—Pu	—	403
—Nb	644	381	—Rh	—	403
—Nd	—	384	—Ru	—	404
—Ni ✓	644 *	384	—S	—	404
—O	647 *	—	—Sb	—	404
—Os	650	—	—Se	—	404
—P	650 *	—	—Si	—	405
—Pb	562 *	384	—Ta	—	405
			—Te	—	405

Система	Справочник	Настоящий	Система	Справочник	Настоящий
	М. Хансена и К. Андерко			М. Хансена и К. Андерко	
	Стр.	Стр.		Стр.	Стр.
Dy—Ti	—	406	—Ge	702 *	422
—Tl	—	406	—H	703 *	422
—U	—	406	—Hf	705	423
—V	—	406	—Hg	705	—
—W	—	406	—Ho	—	425
—Zr	—	407	—Ir	706 *	425
Er—Fe	—	408	—K	707	—
—Ga	—	408	—La	—	425
—H	—	408	—Li	707	426
—Ir	—	408	—Lu	—	426
—Mg	—	409	—Mg	707 *	427
—Mn	—	409	—Mn	708 *	427
—N	—	409	—Mo	713 *	428
—Nb	—	409	—N	715 *	428
—Ni	—	409	—Na	720	430
—O	—	410	—Nb	720 *	430
—Os	—	411	—Nd	—	432
—P	—	411	—Ni	722 *	432
—Pd	—	411	—O	729 *	433
—Pu	—	411	—Os	737 *	434
—Rh	—	411	—P	737 *	434
—Ru	—	411	—Pb	740 *	435
—S	—	412	—Pd	741 *	436
—Sb	—	412	—Pr	—	437
—Se	—	412	—Pt	743 *	438
—Si	—	412	—Pu	745 *	438
—Sn	—	413	—Rb	746	—
—Ta	—	413	—Re	747 *	440
—Te	—	413	—Rh	748 *	440
—Ti	—	414	—Ru	749 *	440
—U	—	414	—S	749 *	442
—V	—	415	—Sb	753 *	—
—Y	—	415	—Sc	—	443
—Zr	—	416	—Se	756 *	443
Eu—Ga	—	416	—Si	757 *	444
—H	702	416	—Sm	—	445
—Ir	—	417	—Sn	763 *	445
—N	—	417	—Sr	765	—
—O	—	417	—Ta	765 *	446
—S	—	418	—Te	767 *	447
—Se	—	419	—Th	769	—
—Si	—	419	—Ti	769 *	448
—Sm	—	419	—Tl	773	—
—Te	—	419	—Tm	—	450
—Ti	—	419	—U	773 *	450
—U	—	420	—V	774 *	450
Fe—Ga	702	420	—W	778 *	451
—Gd	702	420	—Y	—	451
			—Zn	783 *	453
			—Zr	787 *	453

## ПРЕДИСЛОВИЕ

к русскому изданию

Книга Р. П. Эллиота является дополнением к широко известному справочнику по диаграммам состояния М. Хансена и К. Андерко «Структуры двойных сплавов», выпущенному Металлургиздатом в двух томах в 1962 г.

Поток статей по диаграммам состояния и кристаллической структуре двойных сплавов с каждым годом быстро нарастает. Если в справочнике М. Хансена и К. Андерко, охватывающем публикации до 1957 г., содержатся обзоры по 1334 системам, то Р. П. Эллиот добавил к ним опубликованные до декабря 1961 г. сведения о 733 новых системах. Примерно за пять лет число изучавшихся двойных систем возросло в полтора раза (!). При такой лавине работ издание справочника-дополнения Р. П. Эллиота трудно переоценить. Форма изложения материала этого справочника почти полностью совпадает с книгой М. Хансена и К. Андерко. Дополнение содержит подробную библиографию новых работ по каждой системе причем, в отличие от основного справочника, оно несравненно полнее отражает работы советских исследователей.

Необходимо обратить внимание читателя на существенное отличие дополнения от основного справочника. М. Хансен и К. Андерко давали обобщенный и наиболее надежный (не обязательно последний) вариант диаграммы состояния отражавший критически переработанные данные разных авторов. В дополнении же, как правило, приводится новая диаграмма состояния по данным одного исследования и часто без должного критического анализа. Но и с учетом этого справочник Р. П. Эллиота, суммирующий богатейшую информацию, в том числе и недоступную советскому читателю, представляет большую ценность для металлургов, физиков и химиков.

Редакторы



## ПРЕДИСЛОВИЕ

Литература по диаграммам состояния двойных систем в свое время была обобщена М. Хансеном в его книгах «Der Aufbau der Zweistofflegierungen», Springer Verlag, Berlin, 1936 (М. Хансен. Структуры бинарных сплавов. Металлургиздат, 1941) и «Constitution of Binary Alloys», McGraw Hill, N. Y., 1958 (М. Хансен, К. Андерко. Структуры двойных сплавов, т. I и II. Metallurgizdat, 1962). Последнее издание справочника, подготовленное совместно с К. Андерко, содержит обзоры литературы по 1334 двойным системам; охваченные авторами последние литературные источники в зависимости от времени их обработки приходятся на конец 1955—осень 1957 гг.

При изучении текущей литературы в связи с целым рядом исследовательских экспериментальных программ стало ясно, что в результате проводимых работ в таких новых областях, как материалы для космической техники, магнитные материалы, сплавы тугоплавких и химически активных металлов и полупроводники, количество публикаций, имеющих отношение к фазовым равновесиям, возрастает в экспоненциальной зависимости. Поэтому 22-летний период, прошедший между первым и вторым изданиями справочника по двойным диаграммам состояния, теперь был бы недопустим. Поскольку не предпринимались никакие усилия с целью переработки справочника М. Хансена и К. Андерко перед лабораториями по исследованию космического пространства ВВС США был поставлен вопрос о поддержке издания настоящего справочника. Эта организация ранее была инициатором и поддерживала написание справочника М. Хансеном и К. Андерко.

Настоящий справочник содержит критические обзоры литературы по фазовым равновесиям в двойных системах, опубликованной включительно по декабрю 1961 г. Из названия справочника следует, что настоящий том является дополнением к справочнику М. Хансена и К. Андерко и поэтому в нем постоянно делаются ссылки на этот основной справочник. При подготовке рукописи дополнения было использовано 8100 литературных источников. В справочник включены обзоры литературы по 1719 двойным системам, дополненные 435 рисунками. Примерно за семилетний период с момента выхода справочника М. Хансена и К. Андерко были написаны обзоры литературы по 733 новым двойным системам, по которым ранее отсутствовали какие-либо данные (ср. с 506 системами за 22 года между первым и вторым изданиями справочника). Справочник М. Хансена и К. Андерко и настоящее (первое) дополнение к нему теперь содержат обзоры литературы по 2067 двойным системам.

Подготовка рукописи настоящего дополнения финансировалась Исследовательской лабораторией в области металлургии и керамики, лабораториям по изучению космического пространства, Управлением по исследованию космического пространства и ВВС США. Вся работа выполнена под руководством Х. Липсигта и Л. Бидуэлла. Автор глубоко обязан ВВС США и особенно Х. Липсигту и Л. Бидуэлла за их поддержку, сотрудничество, интерес к работе над справочником и терпение при подготовке его рукописи.

Многие сотрудники Иллинойского технологического института (Чикаго) внесли значительный вклад в подготовку этого справочника. Особую признательность хотелось бы выразить В. Джонсон, которая организовала картотеку, обеспечила изготовление фотокопий и аннотаций и правку рукописи. Е. А. Холл

оказал помощь в получении оттисков отдельных работ, подготовке литературы перед ее обработкой (критическим обзором) и согласовании черновиков рисунков. Помимо автора, который является редактором всей рукописи, в написании критических обзоров литературы приняли участие следующие сотрудники Иллинойского технологического института: В. Ростокер, Р. Домагала, Е. П. Хартнер, Ф. Шанк и Дж. Рехтейн. По мере необходимости оказывали помощь в переводе Н. Бридз (с русского и немецкого языков), Т. Балабан (с русского и славянских языков), Л. Мондольфо (с итальянского языка) и Дж. Мак Эндрю (с французского языка). Графический материал справочника был подготовлен под руководством Е. Бюрера.

При написании справочника были приняты все меры для того, чтобы дать беспристрастные обзоры литературы. Иногда исследователи недостаточно четко представили свои данные, чтобы их можно было однозначно воспроизвести в справочнике. В тех случаях, когда в справочнике приводятся различные варианты диаграмм состояния, мы пытались обосновать, почему один из вариантов следует предпочитать другому.

Поскольку весь справочник отредактирован автором, то он несет полную ответственность за точность приводимых в нем данных. В настоящее время ведется работа по подготовке второго дополнения к справочнику М. Хансена и К. Андерко, которое будет охватывать литературу, опубликованную в 1962—1964 гг. Автор просит всех читателей сообщить ему о любых ошибках в тексте и упущениях. Соответствующие поправки можно будет опубликовать при издании второго дополнения.

*Р. П. Эллиот*

## ВВЕДЕНИЕ

Общий подход и характер изложения материала по диаграммам состояния приняты М. Хансеном и К. Андерко в справочнике «Структуры двойных сплавов», сохранен и в настоящем дополнении. По оси абсцисс всех диаграмм состояния отложены атомные проценты; в тех случаях, когда отдельные исследователи пользовались процентами по массе, то за эквивалентными им атомными процентами они даются в скобках. Если на основе элемента или химического соединения образуются твердые растворы, то химический символ этого элемента или соединения в тексте или на диаграмме состояния взят в скобки. Все рентгеновские данные приведены в ангстремах (А); период решетки в ангстремах получается умножением его значения в  $\kappa X$  на 1,00202.

В некоторых отношениях изложение материала в этом справочнике отличается от принятого М. Хансеном и К. Андерко: 1) чтобы не загромождать диаграммы состояния, в скобках не приводятся значения весовых процентов, эквивалентные атомным процентам, шкала процентов по массе сохранена в верхней части диаграмм состояния; 2) во избежание путаницы при обозначении погрешностей в определении периодов решетки использованы полные десятичные дроби (например,  $\pm 0,005$  А); 3) отдельные экспериментальные точки на диаграммах состояния не приводятся; для изображения твердо установленных границ фазовых областей использованы сплошные линии; пунктирные границы даны в тех случаях, когда то или иное фазовое равновесие установлено недостаточно точно; пунктирные изображены также гипотетические границы областей на диаграммах состояния.

Две десятичные дроби, приводимые в верхнем левом углу перед каждым обзором, служат для перехода от атомных процентов к процентам по массе и наоборот. Детали этого пересчета описаны во введении к справочнику М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, с. 11—13), а необходимые табличные данные приведены в т. II на с. 1346—1348 (табл. Г).

При подготовке библиографии, содержащей работы по диаграммам состояния двойных систем, в качестве основных источников литературы пользовались тремя периодическими изданиями: «Chemical Abstracts» (Американское химическое общество), «Metallurgical Abstracts» (Институт металлов, Лондон) и «Review of Metal Literature» (Американское общество металлов). Помимо этих основных источников соответствующие литературные ссылки брали из специализированных бюллетеней, библиографий, обзоров литературы, монографий, списков публикаций правительства США и т. д. Во всех случаях, где это было известно, даны ссылки на переводы иностранной литературы.

Звездочка (\*) в заголовке того или иного обзора указывает, что по этой системе есть обзор в справочнике М. Хансена и К. Андерко. Предполагается, что нап

санный обзор и рисунки, если они имеются, вместе с более ранними данными, приведенными в справочнике М. Хансена и К. Андерко, представляют собой исчерпывающую обработку литературного материала по данной системе, опубликованного по 1961 г. Следует предостеречь читателей от пользования диаграммами состояния справочника без чтения сопровождающего их текста, а также от использования материала настоящего дополнения без чтения более раннего обзора, если такой имеется, в справочнике М. Хансена и К. Андерко.

Данные по физическим свойствам элементов и их структуре были пересмотрены и сведены в табл. А и Б (см. т. II настоящего издания, с. 463). За ссылками о кристаллической структуре элементов читатель отсылается к табл. Б (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II, с. 1336—1339), а о типах кристаллических структур — к табл. В (там же, с. 1340—1945).

2,3525  
3,8475

### As—H. Актиний—водород

При рентгеновском исследовании микрообразцов металлического As в работе [1, 2], помимо линий As, обнаружили линии второй фазы; эта фаза имеет г. ц. к. решетку;  $a = 5,670 \pm 0,006$  А. На основе аналогии химических свойств As и La обнаруженную фазу обозначили AsH<sub>2</sub>. Экспериментальная проверка показала, что в La, восстановленном аналогичным образом, присутствовал H, источник попадания H в La не установлен.

1. Farr J. D. a. o. U. S. At. Energy Comm. LA—1545, 1953.
2. Farr J. D. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 42—47.

1,1519  
2,8481

### As—O. Актиний—кислород

As<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеет гексагональную кристаллическую структуру типа La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;  $a = 4,08 \pm 0,01$  А,  $c = 6,30 \pm 0,02$  А [1, 2].

1. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1949, v. 2, p. 388—390.
2. Fried S. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1950, v. 72, p. 771—775.

0,8499  
1,1501

### As—S. Актиний—сера

As<sub>2</sub>S<sub>3</sub> имеет кубическую структуру, однотипную со структурой Ce<sub>2</sub>S<sub>3</sub> (дефектной структурой Ce<sub>3</sub>S<sub>4</sub>);  $a = 8,99 \pm 0,01$  А [1—3].

1. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1948, v. 2, p. 265—268.
2. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1949, v. 2, p. 57—62.
3. Fried S. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1950, v. 72, p. 771—775.

0,6019  
1,3981

### Ag—Al. Серебро—алюминий \*

При исследовании сплавов, полученных из материалов высокой чистоты в работе [1] подтвердили, что ζ-фаза образуется по перитектоидной реакции при температуре 610° С. В работе [2] установлено, что соединение Ag<sub>3</sub>Al (μ-фаза по обозначению М. Хансена и К. Андерко, т. I, рис. 1) образуется при температуре 455° С. Значения растворимости Ag в Al в твердом состоянии, по данным измерения электросопротивления [3], хорошо согласуются с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко.

В работе [4] определили растворимость Ag в Al в твердом состоянии при гидростатическом давлении, равном 106 кг/мм<sup>2</sup>. Полученные данные приведены в табл. 1. Повышенная растворимость Ag в Al сохраняется при комнатной температуре, но постепенно уменьшается при нагреве.

ТАБЛИЦА 1. РАСТВОРИМОСТЬ Ag В Al В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ДАВЛЕНИИ 106 кг/мм<sup>2</sup> [4]

Температура, °C	Растворимость Ag		Температура, °C	Растворимость Ag	
	% (ат.)	% (по массе)		% (ат.)	% (по массе)
550	7,9	25,6	400	1,33	5,1
500	4,39	15,5	350	0,77	3,0
450	2,59	9,6	300	0,38	1,5

1. Потемкин А. Я. Автореферат диссертации, Москва, 1953.
2. Петров Д. А., Потемкин А. Я. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 1552—1565.
3. Köster W., Knödler A. Z. Metallkunde, 1955, Bd 46, S. 632—639.
4. Захарова М. И., Ильина В. А. ЖФХ, 1950, т. 24, с. 714—717.

0,1584  
1,8416

Ag—As. Серебро—мышьяк \*

Методами термического, микроскопического и рентгеновского анализов повторно исследована [1] диаграмма состояния Ag—As в интервале концентраций 0—20% (ат.) As (рис. 1). Построенная диаграмма состояния от приведенной

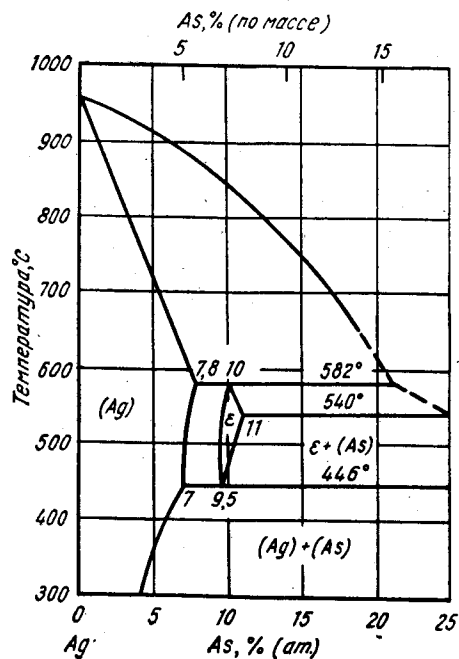


Рис. 1. Ag—As.

М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 2) отличается следующим: а) меньшей растворимостью As в Ag в твердом состоянии; б) установлено, что ε-фаза устойчива в интервале температур 446—582° С; в) на основе ε-фазы образуется область твердых растворов. Пересмотр значений предельной растворимости As в Ag обусловлен главным образом более точным определением периода кристаллической решетки в зависимости от состава в работе [1]. В работе [2] рентгеновским методом подтверждено существование области твердых растворов на основе ε-фазы в пределах 10,5—12,5% (ат.) As.

1. Eede G. A., Hume-Rothery W. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 123—126.
2. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.

1,7380  
0,2620

Ag—Au. Серебро—золото \*

В работе [1] повторно определены температуры начала и конца кристаллизации сплавов системы Ag—Au, приготовленных из металлов высокой чистоты. Автор использовал тщательно разработанную экспериментальную методику термического анализа. Построенные кривые ликвидуса и солидуса (рис. 2) оче-

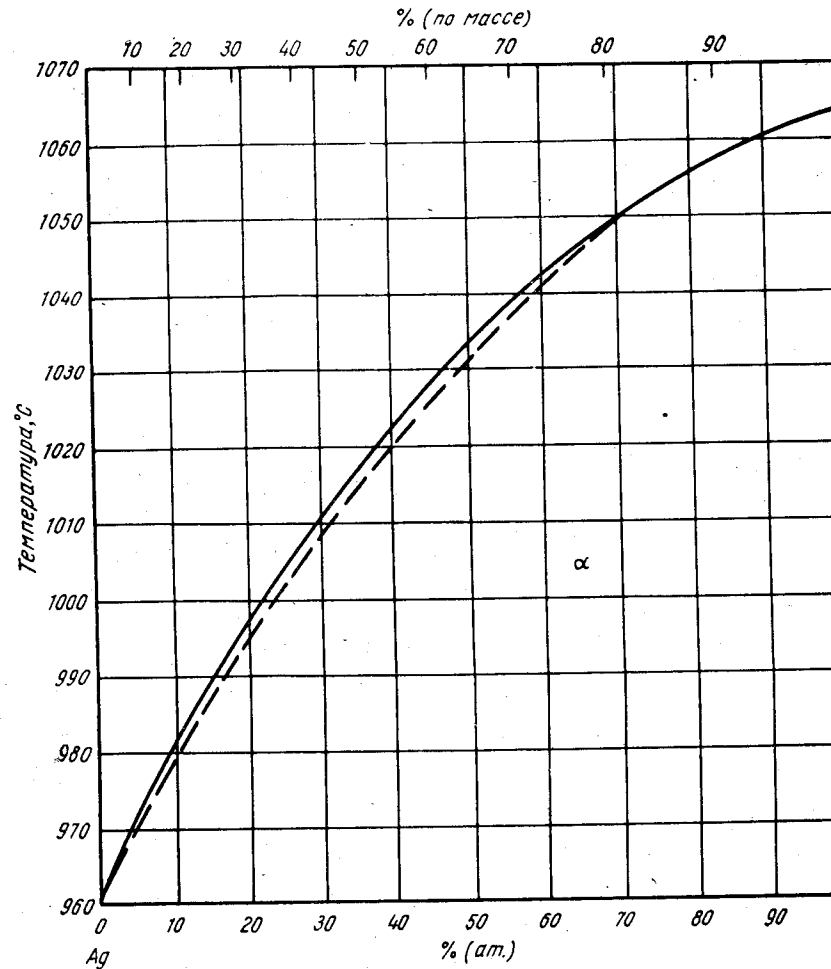


Рис. 2. Ag—Au

хорошо согласуются с данными, предсказанными термодинамическим путем. Вновь построенная кривая ликвидуса хорошо совпадает с кривой, принятой ранее. Интервал кристаллизации сплавов в средней части диаграммы состояния не превышает примерно 2 град. Значения температур ликвидуса и солидуса производились с точностью ±0,3 град, хотя абсолютная точность определения этих температур была около ±4 град.

Характер кривых ликвидуса и солидуса в интервале концентраций 0—2% (ат.) Au исследовали в работе [2]. Построенные на основе экспериментальных данных по зонной очистке кривые ликвидуса и солидуса не отличаются от кривых, построенных в работе [1].

Сплав, содержащий 50% (ат.) Au, имеет температуры ликвидуса и солидуса, равные соответственно 1032,5 и 1030,8° С [3].

В работе [4] обнаружено отсутствие непрерывности на кривых зависимости электросопротивления, эффекта Холла и периода кристаллической решетки от состава сплавов в точках, отвечающих химическим соединениям  $Ag_3Au$ ,  $Ag_2Au$  и  $AgAu_2$ .

1. White J. L. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 178—181.
2. Markali J., Thorisen P. Acta Chem. Scand., 1961, v. 15, p. 31—35.
3. Cooke C. J., Hume-Rothery W. Acta Met., 1961, v. 9, p. 982.
4. Грум-Гржимайло Н. В. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 2048—2051.

0,9987  
1,0013

### Ag—В. Серебро—бор \*

На основе известных данных о поведении В и Си при сплавлении (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, система В—Си) в работе [1] высказана мысль о том, что приводимые (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1, 2]\*<sup>1</sup>) сведения об отсутствии взаимодействия в системе Ag—В неправильны. К этому же выводу пришли в работах [2, 3].

В работе [2] к Ag добавили 11% ферробора и обнаружили, что отделенная жидкая фаза, по данным анализа, имеет следующий химический состав, % (по массе): 99,24 Ag, 0,73 В и 0,03 Fe. Отсюда сделан вывод о том, что В растворяется в Ag. В работе [3] прямым синтезом элементов приготовили соединение  $AgB_2$ ; это соединение имеет гексагональную кристаллическую решетку типа  $AlB_2$ ,  $a = 3,00 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,24 \text{ \AA}$ .

1. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 269—270.
2. Bredz N., Schwartzbart H. Welding J. (N. Y.), 1961, v. 40, p. 123S—129S.
3. Obrowski W. Naturwissenschaften, 1961, Bd 48, S. 428.

1,0781  
2,9219

### Ag—Ве. Серебро—бериллий \*

Дифференциально-термический анализ сплавов Ве с 1 и 5% (ат.) Ag показал, что добавки Ag сужают область твердых растворов на основе высокотемпературной модификации Ве с о. ц. к. решеткой [1].

Методом рентгеновского анализа кристаллов, электролитически выделенных из сплавов дуговой плавки, было обнаружено соединение  $AgBe_{12}$ ; это соединение имеет тетрагональную решетку, аналогичную решетке  $MoBe_{12}$ ,  $a = 7,284 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,246 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. Исходя из характера кривой ликвидуса сплавов, богатых Ве, можно предполагать, что химическое соединение  $AgBe_{12}$  образуется по перитектической реакции.

1. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NM1—1218, 1960, 44 p. Pickett J. J. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint 33, 11 p.
2. Batcholder F. W., Raenchie R. F. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 122.

\*1 Здесь и далее имеется в виду источник литературы, приведенный в соответствующем разделе книги М. Хансена и К. Андерко за этим номером.

0,4300  
1,5700

### Ag—Ca. Серебро—кальций \*

Согласно работе [1], в которой приводятся и расширяются данные работы [2] химическое соединение  $CaAg$  имеет ромбическую решетку;  $a = 4,08 \text{ \AA}$  (?),  $b = 11,48 \text{ \AA}$  (?),  $c = 4,65 \text{ \AA}$  (?). Названное соединение характеризуется структурой типа  $CuV$  и представляет собой «новый пример изоструктурности интерметаллических соединений с боридами» [1].

1. Крипякевич П. И. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 626—628.
2. Calvert L. D. a. o. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 775.

1,9821  
0,0179

### Ag—Cd. Серебро—кадмий \*

В работе [1] на основе измерений твердости и дифференциально-термического анализа высказана мысль об образовании химических соединений из твердого раствора. На рис. 3 намечены только области разрывов растворимости, выходящие из состава соединений сделан по измерениям твердости. При температурах ниже  $\sim 380^\circ \text{C}$  предсказывается эвтектидная точка, отвечающая концентрации  $\sim 30\%$  (ат.) Cd.

В работе [2] для определения положения границ между фазовыми областями  $(Ag)/(Ag) + \beta$  и  $(Ag) + \beta/\beta$  был использован метод закалики из жидкого состояния. При температуре  $500^\circ \text{C}$  эти границы проходят соответственно при 41,5% (ат.) [40,5% (по массе)] и 46,5% (ат.) [45,5% (по массе)] Cd. Последняя концентрация, будучи меньше на 0,7% (по массе) Cd по сравнению с более ранними данными, по предположению авторов работы [2], точнее, поскольку использованная ими методика не требует пересыщения при быстром охлаждении.

Путаница относительно превращений и стабильности фаз в интервале концентрации около 50% (ат.) Cd несколько прояснилась. Установлено, что высокотемпературная  $\beta$ -фаза с о. ц. к. решеткой в интервале температур  $440\text{--}470^\circ \text{C}$  превращается в  $\zeta$ -фазу с г. к. решеткой (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 8). Эти данные подтверждены в работе [3].  $\zeta$ -фаза при более низких температурах превращается в  $\beta'$ -фазу с упорядоченной о. ц. к. структурой. Согласно работе [3], это превращение происходит в интервале температур  $225\text{--}230^\circ \text{C}$ , что несколько ниже значений, о которых сообщалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [8, 9]). При комнатной температуре превращение  $\zeta \rightarrow \beta'$  идет очень медленно;

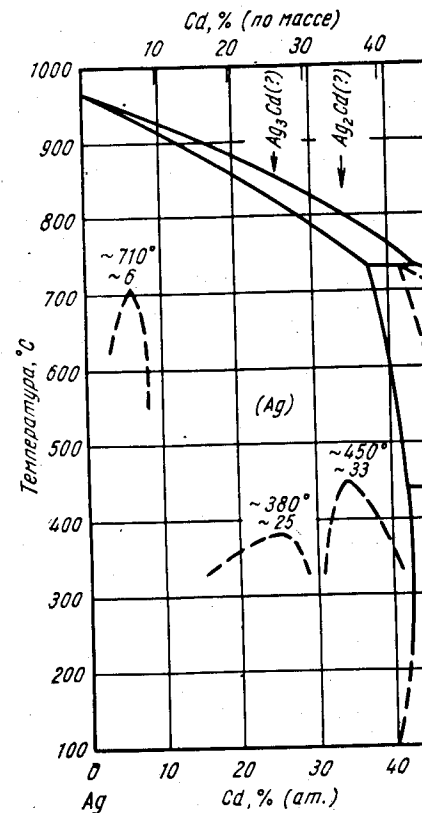


Рис. 3. Ag—Cd

для превращения на 95% требуется около одного года [4]. Быстрым охлаждением  $\beta$ -фазу можно сохранить при комнатной температуре, однако при повторном нагреве до температуры 210° С она превращается в  $\beta'$ -фазу с образованием промежуточной  $\zeta$ -фазы [5]. Периоды гексагональной решетки  $\zeta$ -фазы вновь определены в работе [6].

Согласно работе [3], области однородности  $\zeta$ - и  $\beta'$ -фаз в интервале температур 180—270° С совпадают [49,5—52,5% (ат.) Cd]. Также остается неизменной предельная растворимость Cd в Ag в твердом состоянии, равная 42,5% (ат.) Cd. Положение границы области  $\gamma$ -фазы со стороны Ag не зависит от температуры; эта граница проходит при 58,5% (ат.) Cd. Для более точного построения границ между различными фазовыми областями необходимы дальнейшие экспериментальные исследования, однако в настоящее время твердо установлено существование  $\beta'$ -фазы.

При низких температурах (ниже 0° С)  $\beta'$ -фаза претерпевает мартенситное превращение, приобретая ромбическую структуру [7]. В сплаве, содержащем 47% (ат.) Cd, это превращение начинается при -133° С. Температура начала мартенситного превращения  $M_n$  постепенно понижается с увеличением содержания Cd вплоть до 50% (ат.). Мартенситное превращение носит обратимый характер; гистерезис составляет около 20 град. Холодная обработка как  $\beta'$ -, так и мартенситной фаз приводит к образованию г. к. структуры.

В пределах областей однородности периоды кристаллических решеток  $\beta'$ - и  $\zeta$ -фаз изменяются следующим образом: для  $\beta'$ -фазы  $a = 3,3314 \div 3,3326$  А, для  $\zeta$ -фазы  $a = 2,9835 \div 2,9862$  А и  $c = 4,824 \div 4,820$  А [3]. Независимое определение периодов кристаллической решетки  $\zeta$ -фазы в сплаве с 52% (ат.) Cd, выполненное в работе [4], дало следующие значения:  $a = 2,990$  А,  $c = 4,822$  А.

Термодинамические свойства сплавов системы Ag—Cd исследованы в работах [8, 9].

1. Пятницкий В. Н. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2039—2042.
2. Rayson H. W., Alexander W. A. Canad. J. Chem., 1957, v. 35, p. 1571—1575.
3. Quader A. Indian J. Phys., 1960, v. 34, p. 506—515.
4. Massalski T. B. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 232—234.
5. Шавло С. Т., Косовцова Н. А. ФММ, 1961, т. 11, с. 635—638.
6. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.
7. Masson D. B. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 94—97; Masson D. B., Barrett C. S. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 260.
8. Scatchard G., Boyd R. H. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 3889—3893.
9. Anderson P. D. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 3171—3175.

Г, 8864  
0, 1136

### Ag—Ce. Серебро—церий \*

В работе [1] подтверждено, что соединение CeAg имеет кубическую решетку с периодом 3,758 А. Указывается [1], что структура соединения CeAg о. ц. к., хотя по ранним сообщениям она, по всей вероятности, кубическая, однотипная со структурой CsCl (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [2, 3]), так как обнаружены сверхструктурные линии. Период кристаллической решетки CeAg изменяется от 3,753 до 3,758 А [2].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm., ANL—6099, 1959, p. 94—96.
2. Jandelly A., The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Nat. Phys. Lab. Brit. Proc. Symp., v. I, № 9, Paper 3F, 1959 11p.; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. F. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0, 2299  
Г, 7701

### Ag—Cu. Серебро—медь \*

Кривые ликвидуса и солидуса в богатой Ag [0—3% (ат.) Cu] части системы Ag—Cu изучали в работе [1]. Основываясь на данных экспериментов по зонной очистке, авторы работы [1] положение кривой солидуса изобразили несколько по-другому.

В работе [2] приготовили сплавы, содержащие 23,0; 39,9; 62,9 и 88,5% (ат.) Cu. При очень быстром охлаждении в образцах этих сплавов массой по 25 г можно было сохранить однофазную структуру метастабильных пересыщенных твердых растворов.

1. Markali J., Thoresen P. Acta Chem. Scand., 1961, v. 15, p. 31—35.
2. Duwez P. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 1136—1137.

Г, 8221  
0, 1779

### Ag—Dy. Серебро—диспрозий

В системе Ag—Dy известны три химических соединения: DyAg, DyAg<sub>2</sub> и DyAg<sub>3</sub> [1]. Соединение DyAg имеет кубическую структуру типа CsCl; с периодом  $3,608 \pm 0,001$  [2] или 3,61 А [3]. Соединение DyAg<sub>2</sub> имеет о. ц. тетрагональную структуру типа MoSi<sub>2</sub>;  $a = 3,6957 \pm 0,0002$  А,  $c = 9,213 \pm 0,001$  А [2].

1. Мориарти Я., Боензигер Н. Неопубликованные данные см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга, А. Х. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 400.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
3. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.

Г, 8092  
0, 1902

### Ag—Er. Серебро—эрбий

Согласно работе [1], соединения ErAg имеет о. ц. к. решетку с периодом 3,58 А. Хотя это и не отмечается в работе [1], соединение ErAg, по всей вероятности, имеет кубическую решетку типа CsCl, о чем свидетельствуют сверхструктурные линии.

1. Dwight A. E. U. S. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.

Г, 8511  
0, 1489

### Ag—Eu. Серебро—европий

В работе [1] приготовили сплавы, содержащие 2,2; 6,6 и 41,5% (ат.) Eu. Соединение EuAg<sub>3</sub> находится в равновесии с твердым раствором на основе Ag и образует с ним эвтектику, которая плавится при температуре около 750° С.

1. Lesser R., Erbin E. Metall, 1961, Bd 15, S. 30—33.

0, 2859  
Г, 7141

### Ag—Fe. Серебро—железо \*

В работах [1, 2] установлено, что Ag и Fe взаимно не растворяются в жидком состоянии. Изучение температур затвердевания сплавов, содержащих 30 и 50% (по массе) Ag, показало, что падения температуры затвердевания Fe при любом незначительном содержании Ag в растворе не происходит [2].

В работе [3], посвященной изучению фазовых равновесий в тройной системе Fe—Pd—Ag, предполагается, что система Ag—Fe «должна быть эвтектического типа» с эвтектической точкой при очень низком содержании Fe.

1. Vogel R., von Mässenhausen. Arch. Eisenhüttenw., 1956, Bd 27, S. 143—145.
2. Gibson W. S., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst., 1958, v. 189, p. 243—250.
3. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 2395—2402.

0,1896  
1,8104

### Ag—Ga. Серебро—галлий \*

В работе [1] методами микроскопического, термического и высокотемпературного рентгеновского анализов повторно исследовали ликвидус системы Ag—Ga в интервале концентраций 29—50% (ат.) Ga и фазовые равновесия с участием  $\zeta$ - и  $\zeta'$ -фаз в интервале концентраций 20—33% (ат.) Ga. Данные работы [1] представлены на рис. 4; границы, изображенные сплошными линиями, установлены твердо и согласуются с данными других исследователей. Диаграмма состоя-

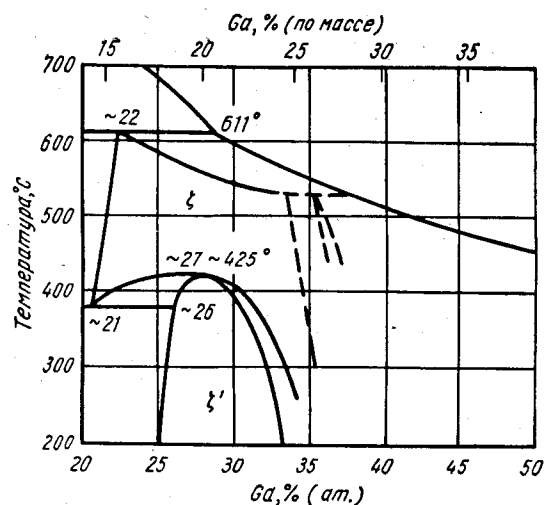


Рис. 4. Ag—Ga

ния Ag—Ga (рис. 4) значительно отличается от диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 12). Доводы в пользу предполагаемой перитектической реакции при температуре ~530° С в работе [1] не приводятся. Следует отметить, что нет необходимости предполагать существование этой реакции с целью удовлетворения требований фазовых равновесий. Ясно, что требуется дополнительное исследование сплавов в области  $\zeta$ -фазы при более высоких концентрациях Ga и более низких температурах.

В работе [1] подтверждено, что  $\zeta$ -фаза имеет г. к. структуру. Установлено, что  $\zeta'$ -фаза изоморфна  $\zeta'$ -фазе из системы Ag—Zn.

В работе [2] определили периоды решетки  $\zeta$ -фазы в зависимости от ее состава. При содержании 25% (ат.) Ga периоды г. к. решетки  $\zeta$ -фазы равны:  $a = 2,8869$  А,  $c = 4,6753$  А (при 30° С).

1. Hume-Rothery W., Andrews K. W. Z. Metallkunde, 1958, Bd 50, S. 661—662.
2. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.

1,8374  
0,1626

### Ag—Gd. Серебро—гадолиний

Соединение GdAg имеет кубическую структуру типа CsCl [1—3] с периодом  $3,6476 \pm 0,0008$  [2],  $3,65$ , [3] или  $3,66$  А [1]. В работе [4] также отмечается существование соединений GdAg<sub>2</sub> и GdAg<sub>3</sub>. Соединение GdAg<sub>2</sub> имеет о. ц. тетрагональную решетку,  $a = 3,728 \pm 0,001$  А,  $c = 9,296 \pm 0,006$  А [2].

1. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
3. Landelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
4. Moriarty J., Baenziger N. Неопубликованные данные см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга, А. Х. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 386.

0,1720  
1,8280

### Ag—Ge. Серебро—германий \*

Метастабильные фазы в этой системе можно получить закалкой жидких сплавов в воду [1, 2]. Этим же методом можно увеличить ограниченную растворимость Ge в Ag в твердом состоянии до 13,5% (ат.). При содержании ~22—23% (ат.) Ge в сплавах существует метастабильная фаза с г. к. решеткой, периоды которой равны:  $a = 2,898 \pm 0,003$  А,  $c = 4,723 \pm 0,003$  А [2]; предварительный анализ показывает, что это — соединение с электронной концентрацией 7 : 4 [1]. Описанным в работе [1] методом нельзя получить соединения с электронной концентрацией 3 : 2.

Методом радиоактивных изотопов в работе [3] установлено, что растворимость Ag в Ge в твердом состоянии увеличивается с  $10^{14}$  атом/см<sup>3</sup> [ $2,3 \cdot 10^{-7}\%$  (ат.)] при температуре 700° С до максимальной растворимости  $10^{15}$  атом/см<sup>3</sup> [ $2,3 \times 10^{-8}\%$  (ат.)] при 875° С. Затем при температуре 940° С растворимость уменьшается до  $\sim 2 \cdot 10^{14}$  атом/см<sup>3</sup> [ $4,6 \cdot 10^{-7}\%$  (ат.) Ag]. Точность приводимых значений растворимости оценивается равной 5—10%.

1. Duwes P. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 1137.
2. Klement W. J. Inst. Metals, 1961—1962, v. 90, p. 27—30.
3. Бугай А. А. и др. Труды Всесоюзной научно-технической конференции по применению радиоактивных и стабильных изотопов и излучений в народном хозяйстве и науке. Москва, 1957 г. Госэнергоиздат, 1958, с. 304—309; Бугай А. А. и др. Вопросы металлургии и физики полупроводников. Труды 3-го совещания. Изд-во АН СССР, 1957, с. 52—56; Бугай А. А. и др. ЖТФ, 1957, т. 27, с. 1671—1675.

1,7306  
0,2694

### Ag—Hg. Серебро—ртуть \*

Рентгеновским определением периода решетки установлено, что предельная растворимость Hg в Ag в твердом состоянии при температурах 270, 100 и 45° С соответственно равна 37,2; 36,5 и 37,1% (ат.). За исключением увеличения растворимости при более низкой температуре, эти данные в основном согласуются с ранее установленными значениями предельной растворимости (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 14). На основе термодинамического исследования в ра-

боте [2] оценена максимальная растворимость Ag в Hg, оказавшаяся равной при температурах 400, 300, 200 и 100° С соответственно 33, 36, 38 и 39% (ат.). Значения растворимости, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 14 [4]), превышают эти значения при температурах выше 250° С.

В работе [3] методом прецизионного рентгеновского анализа определили периоды кристаллической решетки  $\epsilon$ -фазы в зависимости от ее состава. Область твердых растворов на основе  $\epsilon$ -фазы при температуре 150° С занимает по крайней мере интервал концентраций 43,5—46,0% (ат.) Hg. Сплавы, содержащие 40,0 и 47,5% (ат.) Hg, оказались двухфазными. При содержании 44,5% (ат.) Hg  $\epsilon$ -фаза с г. к. решеткой имеет следующие периоды:  $a = 2,9896$  А,  $c = 4,8413$  А (при 30° С) [3, 4].

1. Rayson H. W., Calvert L. D. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 88—90.
2. Rayson H. W., Alexander W. A. Acta Met., 1960, v. 8, p. 833—840.
3. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.
4. Massalski T. B., King H. W. J. Inst. Metals, 1960—61, v. 81, p. 169—171.

$\bar{T}, 8610$   
0,1390

### Ag—Ho. Серебро—гольмий

Согласно работе [1], соединение HoAg имеет о. ц. к. решетку с периодом 3,594 А. Хотя это и не отмечается в работе [1], соединение HoAg, по всей вероятности, имеет кубическую решетку типа CsCl, о чем свидетельствуют сверхструктурные линии.

1. D w i g h t A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.

$\bar{T}, 9732$   
0,0268

### Ag—In. Серебро—индий \*

Измерения модуля упругости и удельного электросопротивления сплавов в области промежуточной фазы  $Ag_3In$  [24—26% (ат.) In] показали аномальное изменение этих свойств при температуре 195° С. Учитывая изменение величины отношения осей, в работе [1] предположили, что эти эффекты возникают в результате упорядочения, как и в аналогичном соединении  $Cd_3Mg$ . В работе [2] методом прецизионного рентгеновского анализа определены периоды г. к. решетки  $\zeta$ -фазы, закаленной до комнатной температуры. На кривых периодов решетки в зависимости от состава отсутствует аномальный эффект, обнаруженный в работе [1]. Периоды решетки  $\zeta$ -фазы при содержании 25% (ат.) In равны:  $a = 2,9563$  А,  $c = 4,7857$  А (при 30° С). В работе [3] определен период о. ц. к. решетки соединения  $\beta-Ag_3In$ , оказавшийся равным (при 684° С) 3,3682 А.

1. Lang W. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 424—425.
2. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.
3. Morris D. P., Williams J. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 74.

$\bar{T}, 7472$   
0,2528

### Ag—Ig. Серебро—иридий \*

В работе [1] для исследования фазовых равновесий в системе Ag—Ig приготовили шесть сплавов. Три сплава, богатые Ag, исследовали микроскопическим анализом, а также измерили их микротвердость, электросопротивление и т. э. д. с. Поскольку температура кипения Ag меньше температуры плавления Ig, то исследование сплавов, богатых Ig, оказалось менее успешным. На существование взаим-

ной растворимости компонентов в твердом состоянии указывает повышение их микротвердости, однако предельная растворимость не превышает 0,3% (ат.) [0,5% (по массе)] Ig в Ag и 1,8% (ат.) [1% (по массе)] Ag в Ig (данные цифры отвечают составам наименее легированных сплавов, изученных в работе [1]). Дифференциально-термический анализ показал, что температура плавления сплавов, богатых Ag, не отличается от температуры плавления нелегированного Ag. Микроскопическим анализом сплавов не обнаружено признаков образования интерметаллических соединений.

1. Рудницкий А. А., Полякова В. П. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2515—2517.

0,1103  
1,8897

### Ag—Kr. Серебро—криптон

По данным работы [1], растворимость Kr в расплавленном Ag составляет менее 10<sup>-9</sup>% (ат.), т. е. лежит за пределом чувствительности метода радиоактивных изотопов.

1. Johnson G. W., Shuttworth R. Phil. Mag., 1959, v. 4, p. 957—963.

$\bar{T}, 8902$   
0,1098

### Ag—La. Серебро—лантан \*

В работе [1] подтверждено, что соединение LaAg имеет кубическую решетку, с периодом 3,802 А. Показано, что это соединение имеет о. ц. к. структуру [1], хотя по данным более ранних исследований (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [3, 4]) соединение LaAg, по-видимому, характеризуется кубической структурой, аналогичной CsCl, о чем свидетельствуют сверхструктурные линии. В работе [2] установили структуру фазы LaAg, которая оказалась кубической типа CsCl; период решетки этой фазы изменяется от 3,794 А до 3,804 А.

1. D w i g h t A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.
2. J a n d e l l i A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp., 1959, № 9, v. I, Paper 3F, 11p; Atti Accad. Nazl. Lincei Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

$\bar{T}, 7899$   
0,2101

### Ag—Lu. Серебро—лютеций

Согласно работе [1], соединение AgLu имеет о. ц. к. решетку с периодом 3,541 А.

1. D w i g h t A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 154—155.

0,6470  
1,3530

### Ag—Mg. Серебро—магний \*

Существование упорядоченной фазы  $Ag_3Mg$  подтверждено методом электронографического исследования тонких пленок [1], а также рентгеновским методом и измерениями т. э. д. с. электросопротивления и удельной теплоемкости [2—4]. Сообщается [2], что структура соединения  $Ag_3Mg$  аналогична структуре соединения  $Cu_3Al$ .

На основе термодинамического исследования в работе [5] пришли к выводу, что  $\beta$ -фаза (MgAg) имеет почти полностью упорядоченную структуру.



В работах [6, 7] установлено, что соединение  $Ag_3Mg$  имеет более сложную, чем простая гексагональная структура, о которой сообщается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [3]); однако подробностей анализа этой структуры не приводится.

Периоды решетки твердого раствора  $Ag$  в  $Mg$  повторно определены в работе [8].

В работе [9] приводятся результаты измерения периодов решетки у сплавов, содержащих 20—30% (ат.)  $Mg$ . Подтверждено упорядочение структуры  $\alpha$ -фазы ( $MgAg_3$ ) и установлено, что граница между фазовыми областями  $\alpha$  и  $\alpha + \beta$  при температурах 380 и 550° С проходит соответственно при 26,5 и 29,0% (ат.)  $Mg$ .

1. Fujiwara K. a. o. J. Phys. Soc. Japan, 1958, v. 13, p. 167—174.
2. Kachi S. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1955, v. 19, p. 382—385.
3. Kachi S. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1955, v. 19, p. 378—382.
4. Kachi S. Sci. Rept. Res. Inst., Tohoku Univ., 1955, v. A7, p. 351—364.
5. Terpilowski J. Zeszyty Nauk Politech Wroclaw, Chem., 1953, № 4, S. 3—11.
6. Nagashima S. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1958, v. 22, p. 613—616.
7. Nagashima S. Met. Inst. Sci. Ind. Res. Osaka, Univ., 1959, v. 16, p. 97—106.
8. Hardie D., Parkias R. N. Phil. Mag., 1959, v. 4, p. 815—825.
9. Buckley R. A. a. o. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 225—226.

0,2931  
1,7069

#### Ag—Mn. Серебро—марганец \*

Часть диаграммы состояния  $Ag—Mn$ , богатая  $Mn$ , вновь исследована в работе [1] методом термического анализа. Данные по растворимости и характер трехфазных реакций значительно отличаются от результатов предыдущих исследований. Приблизительные составы отдельных точек на рис. 5 взяты из диаграммы

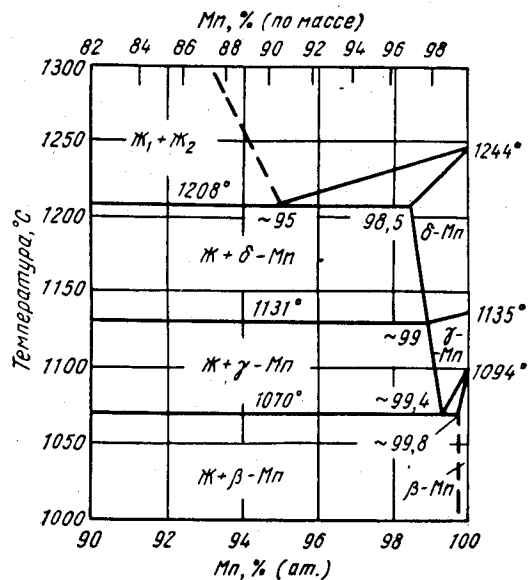


Рис. 5.  $Ag—Mn$

состояния, построенной в работе [1]. Температуры полиморфных превращений  $Mn$  взяты из работы [2].

Измерения магнитной восприимчивости [3, 4] показывают, что в сплавах, богатых  $Ag$ , происходит упорядочение при более низких температурах; максимальная степень порядка наблюдается у сплава с ~25% (ат.)  $Mn$  [3]. Взаимосвязь этого упорядочения с равновесной диаграммой состояния не обсуждается.

1. Hellawell A. J. Less—Common Metals, 1959, v. 1, p. 343—347.
2. Hellawell A. Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. (London), 1957, v. A249, p. 417.
3. Scheil E. u. a. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 464—466.
4. Wollenberger H. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 467—471.

0,8866  
1,1134

#### Ag—N. Серебро—азот \*

Соединения  $AgN_3$  [1] и  $Ag_3N$  [2] можно получить химическим путем.  $AgN_3$  плавится при температуре 250° С и взрывается при нагреве выше температуры 300° С или при тряске [1, 3].  $Ag_3N$  разлагается в вакууме, устойчиво при комнатной температуре и медленно разлагается при нагреве выше комнатной температуры [4].

Соединение  $AgN_3$  имеет ромбическую (псевдотетрагональную) структуру ( $a = 5,59 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,94 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,05 \text{ \AA}$  [5]), аналогичную структуре  $KN_3$  [6]. Соединение  $Ag_3N$  имеет г. ц. к. решетку, в которой атомы  $N$  статистически распределены по октаэдрическим пустотам;  $a = 4,369 \text{ \AA}$  [4].

1. Curtius T. Ber. Deut. Chem. Ges., 1890, Bd 23, S. 3023; 1894, Bd 24, S. 3341.
2. Бусев А. Научн. записки Ленинградского государственного пединститута, 1940, т. 29, с. 303.
3. Hitch A. R. J. Amer. Chem. Soc., 1918, v. 40, p. 1195.
4. Hagh H., Gilbert E. Z. anorg. Allgem. Chem., 1949, Bd 258, S. 77.
5. Ормонт Б. Ф. Структуры неорганических веществ. Гостехтеоретиздат, 1950, с. 679; Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 136—137.
6. Боклий Г. Б. Введение в кристаллохимию. Изд. МГУ, 1954; см. там же.

0,6713  
1,3287

#### Ag—Na. Серебро—натрий \*

Тщательным термическим анализом в работе [1] установлены две до сих пор необнаруживавшиеся термические остановки при температурах 744 и 322° С. Рентгеновским исследованием найдена промежуточная фаза с г. ц. к. решеткой типа  $MgCu_2$ ,  $a = 7,92_3 \text{ \AA}$ . На основе этого сделан вывод о том, что промежуточная фаза имеет формулу  $NaAg_2$ . Предполагается, что термическая остановка при более низкой температуре (322° С) связана с превращением в соединении  $NaAg_2$ . Это вполне возможно, поскольку многие из фаз Лавеса имеют полиморфные превращения. В работе [1] подробнее, чем в предыдущих исследованиях, построили ликвидус системы  $Ag—Na$ , хотя полученные результаты хорошо согласуются с известными данными. Пересмотренная в этой работе диаграмма состояния  $Ag—Na$  приведена на рис. 6. В работе [1] также обнаружен тепловой эффект при температуре 97° С в интервале концентраций 10—33,3% (ат.)  $Na$ ; это свидетельствует о том, что перитектическая реакция протекает очень медленно.

1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 143—169.

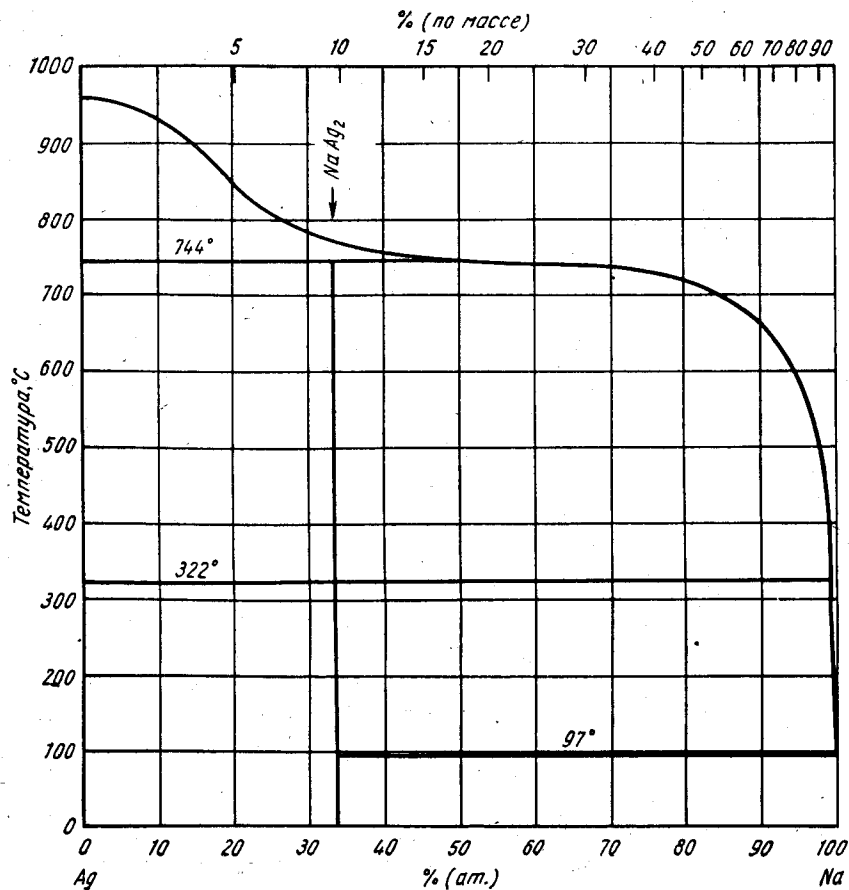


Рис. 6. Ag—Na

### Ag—Nd. Серебро—неодим

1,8737  
0,1263

В работе [1] в системе Ag—Nd обнаружили три соединения. Соединение AgNd плавится конгруэнтно при температуре 935° С; соединение Ag<sub>2</sub>Nd плавится инконгруэнтно при 870° С, причем кривая ликвидуса повышается до температуры плавления соединения Ag<sub>3</sub>Nd, которое плавится конгруэнтно при температуре 930° С. Ag<sub>3</sub>Nd и твердый раствор на основе Ag образуют эвтектику, плавящуюся при температуре 800° С.

Предполагается [1], что система Ag—Nd аналогична системам Ag—Pr, Ag—La и Ag—Ce. Однако это предположение не смогли проверить, поскольку на кривых наблюдались необъясненные перегибы при более низких температурах.

Соединение AgNd имеет кубическую структуру типа CsCl с периодом 3,714 [1], 3,722 [2] или 3,711 А [3].

1. Ferro R. Gazz. Chim. Ital., 1955, v. 85, p. 881—891.
2. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.
3. Jandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fiz. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

### Ag—Ni. Серебро—никель \*

0,2644  
1,7356

Растворимость Ni в жидком Ag в интервале температур 1000—1300° С определена в работе [1]. Результаты этой работы показаны на рис. 7. Экстраполяция кривой ликвидуса до пересечения с эвтектической горизонталью (построенной по данным М. Хансена и К. Андерко, т. I, рис. 21) дает точку двойной эвтектики, отвечающую по составу ~0,3% (ат.) Ni.

1. Stevenson D. A., Wulff J. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 271—275.

0,8288  
1,1712

### Ag—O. Серебро—кислород \*

Термодинамический анализ растворимости O в Ag проведен в работах [1, 2]. В работе [2] предполагается, что O растворяется в виде химического соединения Ag<sub>2</sub>O; минимум на кривой растворимости при температуре 400° С можно объяснить с помощью термодинамических функций [1].

На основе термодинамического анализа и теории идеальных растворов в работе [3] предполагается, что между твердым раствором на основе Ag и соединением Ag<sub>2</sub>O образуется эвтектика, которая содержит ~25,5% (ат.) O [51% (мол.) Ag<sub>2</sub>O] и плавится при температуре ~500° С.

Хотя этот вопрос не обсуждается (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, с. 51—53), известны окислы Ag с более высоким содержанием O. Всесторонний обзор этого вопроса сделан в работе [4]. Сообщается [5], что AgO имеет моноклинную структуру, аналогичную структуре тенорита (CuO), тогда как в работе [6] отмечается, что AgO существует в трех модификациях: кубической, г. ц. к. и ромбической. Ag<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеет г. ц. к. структуру [7]; однако в работах [8, 9] отмечается, что в работе [7] в действительности исследовали Ag<sub>7</sub>NO<sub>11</sub>. Соединение с кубической структурой (a = 4,55 А) образуется при распаде Ag<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, окислении Ag<sub>2</sub>O или по различным химическим реакциям и имеет «вероятный» состав Ag<sub>4</sub>O<sub>3</sub> [10].

Проведенные недавно исследования не решили однозначно вопроса о существовании окислов Ag с более высоким содержанием O. Отмечается [11], что AgO имеет кубическую структуру, аналогичную структуре ZnS, a = 4,816 ± 0,003 А; однако в работах [4, 12—14] сообщается, что структура этого окисла моноклинная. По данным работ [4, 12], AgO относится к структурному типу тенорита (CuO), но тщательные рентгеновский [13] и нейтронографический [14] анализы показывают, что структура относится к пространственной группе P2<sub>1</sub>/c. Данные работ [4, 12—14] хорошо согласуются друг с другом: по данным [4], a = 5,842 А, b = 3,480 А, c = 5,487 А, β = 107° 27'; по данным [12—14], a = 5,85<sub>2</sub> А, b = 3,47<sub>8</sub> А, c = 5,49<sub>5</sub> А, β = 107° 30'.

Отмечается [15], что пероксинитрат, пероксисульфат и пероксифторид Ag представляют собой, по существу, Ag<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, который содержит примеси; Ag<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеет кубическую структуру с периодом решетки, изменяющимся в зависимости от содержания примесей от 4,904 ± 0,004 до 4,963 ± 0,002 А. В работе [4] также сообщается об окисле, содержащем большее количество O, чем AgO; этот окисел имеет г. ц. к. структуру, но его стехиометрический состав не определен.

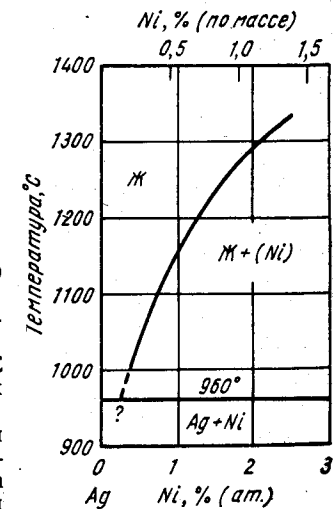


Рис. 7. Ag—Ni

- Domanski W. Bull. Acad. Polon. Sci. Classe IV, 1957, v. 5, p. 363—371.
- Domanski W. Arch. Hutnictwa, 1958, v. 3, p. 81—96.
- Hennig H. Z. Erzbergbau Metallhüttenw., 1955, Bd 8, S. 117—118.
- Graff W. S., Stadelmeier H. H. J. Electrochem. Soc., 1958, v. 105, p. 446—449.
- McMillan J. A. Acta Cryst., 1954, v. 7, p. 640 (abstr.).
- Conn J. B. Abstracts, 8-th Annual Battery Research and Development Conference (Signal Corps Engineers Laboratories), Aslury Park, N. Y., 1954.
- Braekken H. Kgl. Norske Videnskab. Selskabs Forh., 1935, v. 7, p. 143.
- Звонкова Э. В., Жданов Г. С. ЖФХ, 1948, т. 22, с. 1284.
- Swanson H. W. a. o. Natl. Bur. Std. (U. S.), Circ. 539, v. IV, 1955.
- Vlach J., Stehlik B. Collection Czech. Chem. Commun, 1960, Bd 25, S. 676—681.
- Stehlik B., Weidenfhaler P. Chem. Listy, 1958, Bd 52, S. 402—404; Collection Czech. Chem. Commun., 1959, Bd 24, S. 1416—1419.
- Scatturin J. A., Bellon P. Zannetti Ric. Sci., 1957, v. 27, p. 2163—2172.
- McMillan J. A., J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 13, p. 28—31.
- Scatturin V. a. o. J. Electrochem. Soc., 1961, v. 108, p. 819—822.
- Stehlik B., Weidenfhaler P., Vlach J. Chem. Listy, 1958, Bd 52, S. 2230—2236; Collection Czech. Chem. Commun., 1959, Bd 24, S. 1581—1588.

0,5419  
1,4581

### Ag—P. Серебро—фосфор \*

Методами термического, микроскопического и химического анализов в работе [1] исследованы фазовые равновесия в системе Ag—P при давлении 1 ат (рис. 8). Максимальная растворимость P в жидком Ag, равная 5,7% (ат.) [1,7% (по

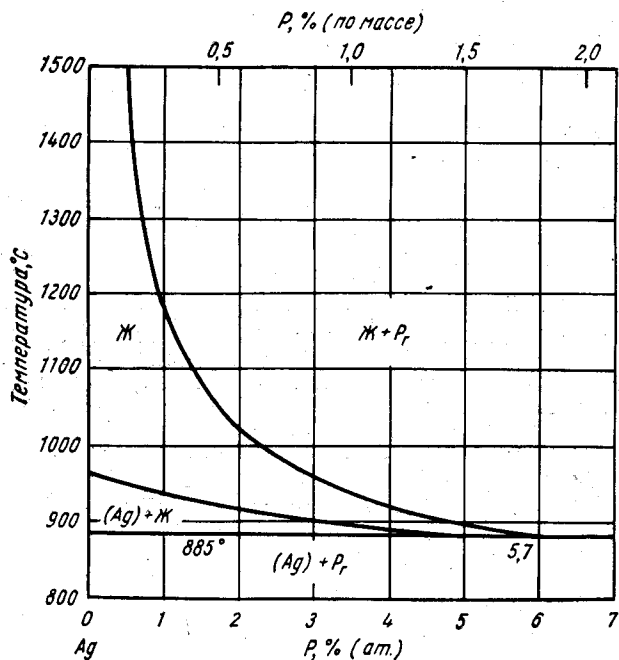


Рис. 8. Ag—P

массе)], достигается при температуре 885° С, отвечающей трехфазному превращению  $Ж \rightleftharpoons (Ag) + P_r$ . Температура этого превращения практически не зависит от давления. Обычно эту реакцию называют «второй точкой кипения».

В работе [2] показано, что понижение температуры плавления Ag при добавках P согласуется с термодинамической теорией.

- Vogel R. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 130—135.
- Urbain G., Lucas L.—D. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 230—233.

1,7165  
0,2835

### Ag—Pb. Серебро—свинец \*

В работе [1] вновь построили кривую ликвидуса для сплавов, содержащих 0—57% (ат.) [40% (по массе)] Ag. Данные работы [1] находятся в прекрасном согласии с результатами предыдущих исследований (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 25).

- Preckshot G. W., Hudrlík R. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 516—518.

0,0048  
1,9952

### Ag—Pd. Серебро—палладий\*

В работе [1] подтверждены кривые ликвидуса и солидуса системы Ag—Pd, построенные в предыдущем исследовании (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Измерение электросопротивления [1, 2] показывает, что в сплавах образуются две интерметаллические фазы: Ag<sub>2</sub>Pd<sub>3</sub> и AgPd; критические температуры этих фаз лежат между 1100 и 1200° С, что подтверждает данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [7, 17]). При температурах выше 1200° С в области образования промежуточных фаз наблюдается непрерывная растворимость компонентов в твердом состоянии. Авторы работы [1] с помощью рентгеновского анализа не смогли отличить промежуточные фазы от упорядоченного твердого раствора, по всей вероятности, из-за близости факторов атомного рассеяния Ag и Pd.

В работе [3] определили периоды решетки сплавов в области непрерывных твердых растворов. Отклонение от закона Вегарда в работе [3] объяснили заполнением валентной 4d-полосы.

- Савицкий Е. М., Правоверов Н. Л. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 499—501.
- Савицкий Е. М., Правоверов Н. Л. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 2776—2780.
- Coles B. R. J. Inst. Metals, 1955—1956, v. 84, p. 346—348.

1,7107  
0,2893

### Ag—Po. Серебро—полоний

Согласно работе [1], Ag и Po образуют по крайней мере одно интерметаллическое соединение. Однако при исследовании сплавов этой системы рентгеновским методом не были получены качественные данные.

- Wittman W. G., a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—440.

1,8840  
0,1160

### Ag—Pr. Серебро—празеодим \*

Соединение PrAg имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 3,73<sub>8</sub> [1], 3,739 [2], 3,735 [3] или 3,734 Å [4].

1. I a n d e l l i A. Atti Congr. Intern. Chim. 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.
2. I a n d e l l i A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab. Gt. Brit., Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, p. 11.
3. I a n d e l l i A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat. 1960, v. 29, p. 62—69.
4. D w i g h t A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.

I, 7424  
0, 2576

### Ag—Pt. Серебро—платина \*

Фазовые равновесия в системе Ag—Pt в твердом состоянии изучены в работе [1]. В противоположность предыдущим исследованиям, в работе [1] не наблюдали промежуточных фаз или процессов упорядочения; в равновесном состоянии изученные сплавы при температурах 100, 300, 600 и 900° С представляли собой твердые растворы Ag и Pt. Растворимость Pt в Ag при температуре перитектической горизонтали, 900° С и комнатной температуре составляет соответственно 42,9; 19,1 и <2,83% (ат.); растворимость Ag в Pt при этих же температурах равна 16,7; <5,0 и <3,6% (ат.).

1. Н о в и к о в а О. А., Р у д н и ц к и й А. А. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 1840—1847.

I, 6456  
0, 3544

### Ag—Pu. Серебро—плутоний

Краткий обзор работ Лос-Аламосской лаборатории по диаграммам состояния показывает [1], что «Ag при сплавлении с Pu образует два несмешивающихся жидких слоя. По данным предварительного исследования, растворимость Ag в жидком Pu незначительна; максимальная растворимость Pu в Ag составляет примерно 35% (ат.). В интервале концентраций 0—35% (ат.) Pu серебро, по-видимому, образует с Pu одно или больше химических соединений».

Рентгеновским анализом порошков сплавов в работе [2] установлено, что соединение  $PuAg_3$  существует в интервале концентраций 22,8—26,6% (ат.) [40—45% (по массе)] Pu. Рентгеновский анализ монокристаллов показал, что это соединение имеет гексагональную решетку,  $a = 12,730 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,402 \pm 0,005 \text{ \AA}$ . Вычисления плотности показывают, что в элементарной ячейке этого соединения содержится 16 формульных единиц. Тип кристаллической структуры соединения не определяли.

В работе [3] приготовили сплав, отвечающий по составу соединению  $PuAg_3$ , и обнаружили, что он состоит из двух фаз; одна из этих фаз имеет г. ц. к. решетку с элементарной ячейкой, которая больше элементарной ячейки Ag, но не настолько, чтобы ее можно было отнести к типу  $AuCu_3$ . В работе [2] показана возможность приготовления сплавов, содержащих значительно больше 75% (ат.) Ag.

1. S c h o n f e l d F. W. В кн. «The Metal Plutonium». A. S. Coffinberry, W. N. Miner eds. Univ. of Chicago Press, 1961, p. 240—250.
2. R u n n a l l s O. J. C. Canad. J. Chem., 1956, v. 34, p. 133—145.
3. C o f f i n b e r r y A. S., E l l i n g e r F. H. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1956, v. 9, p. 138—146.

0, 0205  
I, 9795

### Ag—Rh. Серебро—родий \*

Диаграмма состояния Ag—Rh (рис. 9) построена [1] в основном методом термического анализа. В системе Ag—Rh протекают две невариантные реакции: монотектическая при температуре  $\sim 1900^\circ \text{C}$  [точка, отвечающая составу распада-

дающей жидкости, находится примерно при 20% (по массе) или (ат.) Ag] и эвтектическая при  $960^\circ \text{C}$ . Растворимость Ag в Rh в твердом состоянии при 800 и  $1200^\circ \text{C}$  лежит между 10 и 20% (по массе или ат.) и при  $200^\circ \text{C}$  между 5 и 10% (по

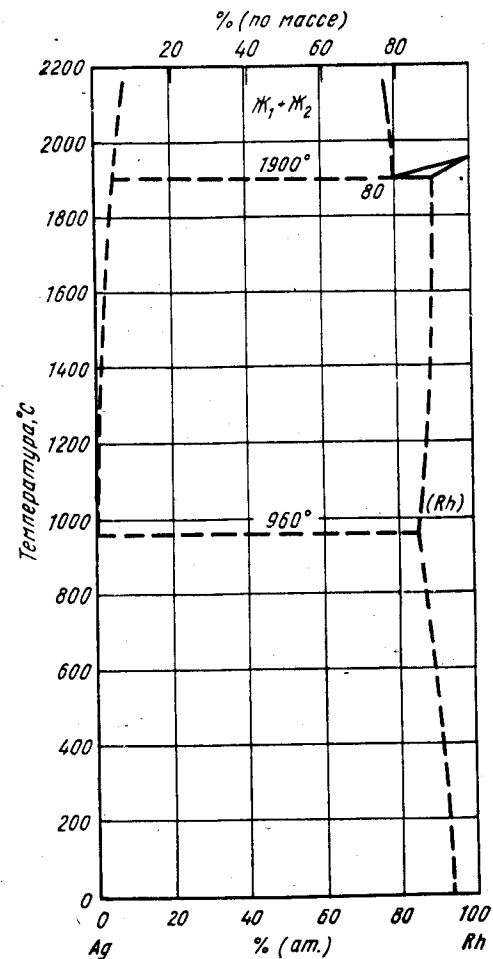


Рис. 9. Ag—Rh

массе или ат.). Растворимость Rh в Ag «чрезвычайно мала», о чем свидетельствуют результаты измерения микротвердости.

1. Р у д н и ц к и й А. А., Х о т и н с к а я А. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, 2308—2312.

0, 0256  
I, 9744

### Ag—Ru. Серебро—рутений \*

Диаграмма состояния Ag—Ru (рис. 10) построена по результатам микроскопического и дифференциально-термического анализов [1]. Структура  $\beta$ -фазы, находящейся в равновесии с твердым раствором на основе Ag, не установлена.

Поскольку твердый раствор на основе Ag имеет ту же твердость, что и чистое Ag, в работе сделан вывод о том, что растворимость Ru в Ag в твердом состоянии крайне мала. В сплаве с 5% (по массе) Ru обнаружены две жидкие фазы, находящиеся в равновесии, друг с другом.

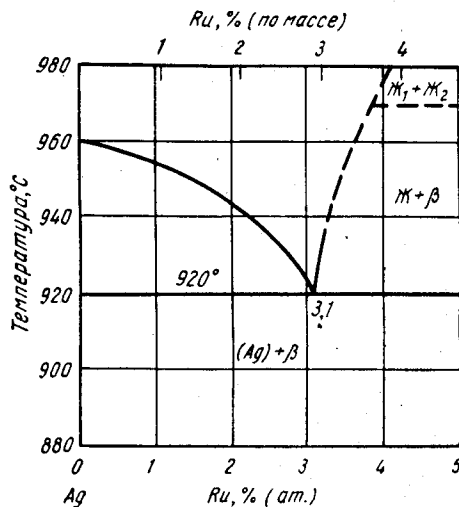


Рис. 10. Ag—Ru

В работе [2] показано, что понижение температуры плавления Ag при добавлении S подчиняется термодинамическим соотношениям.

1. Boettcher A. u. a. Z. Angew. Phys., 1955, Bd 7, S. 478—487.
2. Urbain G., Lucas L.—D. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 230—233.

1,9474  
0,0528

### Ag—Sb. Серебро—сурьма \*

В работе [1] эта система вновь исследована в интервале концентраций 0—50% (ат.) Sb методом электронографического анализа тонких пленок. Обнаружены ζ- и ε-фазы. Установлено [2], что ε-фаза ( $Ag_3Sb$ ) имеет ромбическую структуру, аналогичную структуре  $Cu_3Ti$ ;  $a = 5,99$  А,  $b = 5,24$  А,  $c = 4,85$  А. Сверхструктура, указанная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 30), не обнаружена. По данным работы [1], периоды решетки ε-фазы имеют следующие значения:  $a = 4,813 \pm 0,005$  А,  $b = 2,979 \pm 0,003$  А,  $c = 5,215 \pm 0,005$  А; однако сравнение данных электронографического метода [1] для ζ-фазы с окончательными результатами рентгеновского исследования [3] позволяет считать данные работы [1] для ε-фазы ненадежными.

В работе [3] определили периоды решетки ζ-фазы в интервале концентраций 9,20—16,0% (ат.) Sb;  $a = 2,9276 \div 2,9681$  А,  $c = 4,7831 \div 4,8003$  А (при 30° С). В работе [2] приводятся значения:  $a = 2,888 \pm 0,003$  А,  $c = 4,730 \pm 0,005$  А, полученные электронографическим методом.

1. Ли Сен Джун, Пинскер З. Г. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 228—232.
2. Burkhardt W., Schubert K. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 442—452.
3. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.

0,3801  
1,6199

### Ag—Sc. Серебро—скандий

Соединение AgSc имеет кубическую структуру, аналогичную структуре CsCl, с периодом 3,412 А [1].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 259—260.

0,1355  
1,8645

### Ag—Se. Серебро—селен \*

Соединение  $Ag_2Se$  не растворяет ни Ag, ни Se [1]. Об отсутствии других соединений говорят данные о том, что в сплавах, отличающихся по составу от стехиометрического состава  $Ag_2Se$ , это соединение находится в равновесии или с твердым раствором на основе Ag или с твердым раствором на основе Se. Температура плавления соединения  $Ag_2Se$ , по результатам повторных измерений [2], составляет  $897 \pm 3^\circ$  С, что точно соответствует данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 31).

В работе [3] подтверждено полиморфное превращение у соединения  $Ag_2Se$  при температуре  $\sim 133^\circ$  С; высокотемпературная модификация имеет о. ц. к. решетку ( $a = 4,98$  А), что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, [7]). Утверждение М. Хансена и К. Андерко о том, что соединение  $Ag_2Se$  имеет г. ц. к. структуру типа  $CaF_2$ , ошибочно. Указывается [3], что низкотемпературная модификация соединения  $Ag_2Se$  ниже  $133^\circ$  С имеет тетрагональную решетку,  $a = 4,98$  А,  $c = 4,67$  А; при температуре  $65^\circ$  С это соединение имеет более сложную тетрагональную решетку,  $a = 4,98$  А,  $c = 7,06$  А. Сообщается [3] о значительном гистерезисе этого превращения. Данные работ [3 и 4] совпадают в том, что низкотемпературная модификация  $Ag_2Se$  имеет тетрагональную решетку.

Выводы работы [5] не согласуются с данными работ [3, 4]; по данным [5], низкотемпературная модификация соединения  $Ag_2Se$ , образующаяся в литых сплавах, имеет ромбическую решетку,  $a = 4,344$  А,  $b = 7,111$  А,  $c = 7,790$  А. Кроме того, сделана попытка [5] обосновать эти кристаллографические данные получением соединения  $Ag_2Se$  непосредственно из водных растворов; полученный продукт представлял собой соединение  $Ag_{10}Se_7$ , имеющее ромбическую структуру,  $a = 8,630$  А,  $b = 14,13$  А,  $c = 15,50$  А. На элементарную ячейку приходится 4 формульных единицы этого соединения. В работе [5] сделан вывод о том, что соединение со стехиометрическим составом  $Ag_2Se$  в процессе полиморфного превращения не может принять состав равновесного соединения  $Ag_{10}Se_7$ , которое является истинной низкотемпературной модификацией.

Измерения электросопротивления и т. э. д. с. пленок сплавов Ag—Se показывают существование максимумов на кривых зависимости свойств от состава в точках, отвечающих  $AgSe_2$ ,  $AgSe$ ,  $Ag_3Se_2$  и  $Ag_2Se$  [6]. Очевидно, эти результаты получены на сплавах, находившихся в неравновесном состоянии.

1. Borchert W., Patzak J. Heidelberger Beitz. Mineral Petrog., 1955, Bd. 4, S. 434—442.
2. Mason D. R., O' Kane D. F. International Conference on Semiconductor Physics, Prague, 1960, Academic Press Inc, N. Y., 1961, p. 1026—1031.
3. Boettcher A. u. a. Z. Angew. Phys., 1955, Bd 7, S. 478—487.
4. Janod P. Helv. Phys. Acta, 1958, v. 32, p. 137. См. [5].
5. Conn J. B., Taylor R. C. J. Electrochem. Soc., 1960, v. 107, p. 977—982.
6. Kienal G. Ann. Physik, 1959, Bd 5, S. 229—236.

0,5844  
1,4156

### Ag—Si. Серебро—кремний \*

Методами термического и микроскопического анализов в системе Ag—Si обнаружена эвтектика, содержащая 13,2% (ат.) [3,8% (по массе)] Si и плавящаяся при температуре  $855^\circ$  С [1]. Показано [2], что понижение температуры плавления Ag при добавлении Si подчиняется термодинамическим соотношениям.

Растворимость Ag в Si в твердом состоянии максимальна ( $4 \cdot 10^{-4}\%$  (ат.) при  $1350^\circ\text{C}$  [3]) данные по растворимости Ag в Si переведены из *атом/см<sup>3</sup>*; при температуре  $1200^\circ\text{C}$  растворимость составляет  $1,3 \cdot 10^{-6}\%$  (ат.) Ag [3] или  $2 \cdot 10^{-8}\%$  (ат.) Ag [4].

1. Gottardi V. Met. Ital., 1957, v. 49, p. 721—724.
2. Urbain G., Lucas L.—D. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 230.
3. Болтакс Б. И., Сюэ-Шинь. ФТТ, 1960, т. 2, с. 2677—2684.
4. Collins C. B., Carlson R. O. Phys. Rev., 1957, v. 108, p. 1409; Trumbore F. A. Bell System. Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

1,8557  
0,1443

### Ag—Sm. Серебро—самарий

Согласно работе [1], соединение SmAg имеет о. ц. к. решетку,  $a = 3,67 \text{ \AA}$ . Хотя это и не отмечается в работе [1], соединение AgSm, по всей вероятности, имеет кубическую структуру типа CsCl, о чем свидетельствуют сверхструктурные линии. Подтверждено [2], что соединение SmAg имеет кубическую решетку типа CsCl,  $a = 3,684 \text{ \AA}$ .

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.
2. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

1,9585  
0,0415

### Ag—Sn. Серебро—олово \*

Законченное исследование изменения периода решетки  $\zeta$ -фазы в зависимости от состава сплавов проведено в работе [1]. Авторы [1] сообщают об изменении периодов решетки  $\zeta$ -фазы от  $a = 2,9284 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,7844 \text{ \AA}$  [12,9% (ат.) Sn] до  $a = 2,9760 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,7824 \text{ \AA}$  [22,0% (ат.) Sn].

1. King H. W., Massalski T. B. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 669—682.

1,9271  
0,0729

### Ag—Te. Серебро—теллур \*

Подтверждено [1], что при температуре  $150^\circ\text{C}$  в соединении  $\text{Ag}_2\text{Te}$  происходит фазовый переход, в результате чего связь изменяется от ковалентно-металлической до ионной; в соединении AgTe связь ионная.

В работе [2] обнаружено, что понижение температуры плавления Ag при добавлении Te подчиняется термодинамическим соотношениям.

В работе [3] повторно исследовали кристаллическую структуру  $\text{Ag}_2\text{Te}$ , образовавшегося в естественных условиях, минерала — гессита; установлено, что этот минерал имеет моноклинную решетку;  $a = 8,09 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,48 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,96 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 123^\circ 20'$ . Отмечается [3], что ромбическая структура, о которой сообщалось в предыдущих исследованиях (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4, 9, 13]), по-видимому, связана с процессом двойникования в ходе превращения кристаллов, полученных искусственным (синтетическим) путем.

1. В. П. Жузе и др. ЖТФ, 1958, т. 28, с. 1646—1650.
2. Urbain G., Lucas L.—D. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 230—233.
3. Fruch A. J. Z. Krist., 1959, Bd 112, S. 44—52.

1,6672  
0,3328

### Ag—Th. Серебро—торий \*

Рентгеновское исследование методом порошков показало, что соединение  $\text{Th}_2\text{Ag}$  имеет тетрагональную решетку, аналогичную решетке соединения  $\text{CuAl}_2$ ;  $a = 7,56 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,84 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [1]. По сообщению [2], температура перехода этой фазы из нормального в сверхпроводящее состояние равна  $2,26^\circ\text{K}$ .

Согласно работе [3], фаза, обозначенная ранее как  $\text{Th}_3\text{Ag}_5$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), в действительности представляет собой  $\text{ThAg}_3$ . В работе [3]

исследовали сплавы, полученные из более чистого Th и лучшим методом (дуговой плавкой), чем в предыдущем исследовании. Поэтому для обнаруженного соединения следует предпочесть стехиометрический состав  $\text{ThAg}_3$ . Соединение  $\text{ThAg}_3$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 4,837 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,353 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [3].

1. Murray J. R. J. Inst. Metals, 1955—1956, v. 84, p. 91—96.
2. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.
3. Brown A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 860—865.

0,3526  
1,6474

### Ag—Ti. Серебро—титан \*

Новое и законченное исследование этой системы описано в работе [1]. Основное внимание здесь обращали на интерметаллические соединения и их равновесия с твердыми растворами на основе компонентов. Результаты этого исследования (рис. 11) следует принять вместо диаграммы состояния, приведенной М. Хансе-

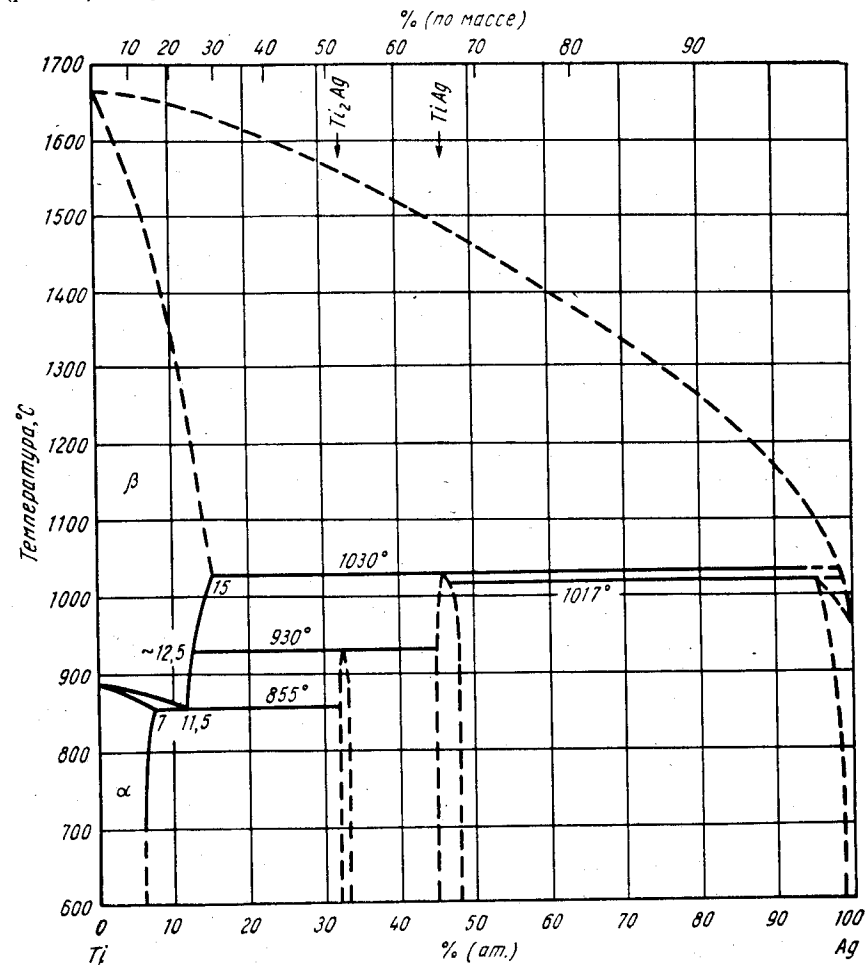


Рис. 11. Ag—Ti

ном и К. Андерко (см. т. I, рис. 37). Для приготовления сплавов в работе [1] использовали металлы высокой чистоты; для определения положения границ между различными фазовыми областями применяли рентгеновский и микроскопический методы. Эвтектическое превращение в части системы Ag—Ti, богатой Ti, совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]). Результаты работы [1] в этой области системы хорошо согласуются с границами между фазовыми областями, установленными в более ранних работах.

Ни одно из двух соединений в системе Ag—Ti «не проявляет стехиометричности». Границы областей гомогенности не смогли определить точно из-за трудностей в приготовлении сплавов [1]. Трудности в приготовлении однородных по составу и равновесных по структуре сплавов — основная причина противоречивых литературных данных по этой системе.

Рентгеновское исследование подтвердило, что соединения  $Ti_2Ag$  и  $TiAg$  имеют кристаллические структуры соответственно типов  $CuAu_2$  и  $CuAu$ , хотя значения периодов решеток этих соединений в работе [1] не приводятся.

Теоретический анализ положения границ между  $\alpha$ - и  $\beta$ -областями в богатой Ti части системы выполнен в работе [2], в которой проведено сравнение экспериментальных и расчетных границ.

1. McQuillan M. K. J. Inst. Metals, 1959—1960, v. 88, p. 235—239.
2. Betterton J. O., Frye J. H. Acta Met., 1958, v. 6, p. 205—211.

1, 6562  
0, 3438

### Ag—U. Серебро—уран \*

Систему Ag—U исследовали в работе [1]; полученные результаты согласуются с ранее опубликованными данными. Температуры монотектической и эвтектической горизонталей равны соответственно 1150 и 945°С. Ag и U практически взаимно не растворяются в жидком и твердом состояниях; эвтектика содержит 0,23% (ат.) [~0,5% (по массе)] U. Растворимость U в Ag при монотектической температуре составляет 0,46% (ат.) [1% (по массе)] [1]. Согласно работе [2], при температуре 1135°С растворимость Ag в U составляет ~0,07% (ат.) [~0,03% (по массе)], а U в Ag — соответственно ~2% (ат.) [~4% (по массе)].

Результаты неопубликованных работ по этой системе в общем согласуются с опубликованными данными. Сплав, отвечающий по составу монотектической точке, содержит ~0,11% (ат.) [~0,05% (по массе)] Ag [3] или 0,62% (ат.) [0,28% (по массе)] Ag [4]. Сплав эвтектического состава содержит 15% (ат.) U [4].

1. Ferro R. Gazz. Chim. Ital., 1955, v. 85, p. 888—889.
2. Voight A. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 593.
3. Wilhelm H. A., Carlson O. N. Uranium Alloy Newsletter, May, 1954; см. U. S. At. Energy Comm. BMJ—1300, 1958, p. 64—65.
4. Неопубликованные данные Nat. Phys. Laboratory, United Kingdom, May, 1949; U. S. At. Energy Comm., BMI—1300, 1958, p. 64—65.

0, 0840  
1, 9160

### Ag—Y. Серебро—иттрий

Сплав эквимолярного состава в системе Ag—Y имеет о. ц. к. решетку с периодом 3,617 Å [1]. Хотя сверхструктурные линии не были обнаружены, предполагается, что этот сплав имеет кубическую решетку типа CsCl [1].

1. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

0, 2175  
1, 7825

### Ag—Zn. Серебро—цинк \*

Для изучения превращений в твердых растворах на основе Ag в работе [1] были использованы дифференциальный термический анализ, измерение твердости, а также электросопротивления в зависимости от температуры при охлаждении. Превращения происходят в широком интервале концентраций [~20 ÷ ~40% (ат.) Zn] и температур (~100 ÷ ~500°С). При нагреве эти превращения идут с поглощением тепла. В работе [1] обнаружено соединение  $Ag_3Zn$ , имеющее две модификации.

Для построения кривых ликвидуса и солидуса сплавов, богатых Ag, в работе [2] использовали метод закалки из жидкого состояния. Эти результаты согласуются с данными, полученными с помощью обычных методов.

Изучены [3] структурные изменения в сплаве с 50% (ат.) Zn. Образцы, закаленные с температуры 630°С (из  $\beta$ -области), имели бледно-розовую окраску, тогда как образцы, закаленные из  $\zeta$ -области с температуры 200°С, имели серебристую окраску. Упорядоченная  $\beta'$ -фаза с о. ц. к. структурой ( $a = 3,1566$  Å) начинает превращаться в  $\zeta$ -фазу с г. к. структурой после холодной деформации. Г. к. структура обратно переходит в о. ц. к. структуру, однако это превращение происходит за «короткое время».  $\zeta$ -фаза после холодной деформации и старения при комнатной температуре также превращается в  $\beta'$ -фазу. В работе [3] сделан вывод о том, что  $\beta'$ -фаза в сплаве с 50% (ат.) Zn равновесна при комнатной температуре.

1. Пятницкий В. Н. и др. Научные доклады высшей школы. Химия и хим. технология, 1959, № 3, с. 280—283.
2. Pietsch H. B., Alexander W. A. Chem. Z. 1959, Bd 83, S. 335—339.
3. King H. W., Massalski T. V. Trans. AIME. 1961, v. 221, p. 1063—1064.

0, 0728  
1, 9272

### Ag—Zr. Серебро—цирконий \*

Фазовые равновесия в сплавах системы Ag—Zr, богатых Zr, изучены в работе [1] методами микроскопического и термического анализов (рис. 12). Полученные данные заметно отличаются от результатов предыдущих исследований (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 41). Обнаружены только два интерметаллических соединения:  $AgZr_2$  и  $AgZr$ . Максимальная растворимость Ag в  $\alpha$ - и  $\beta$ -Zr

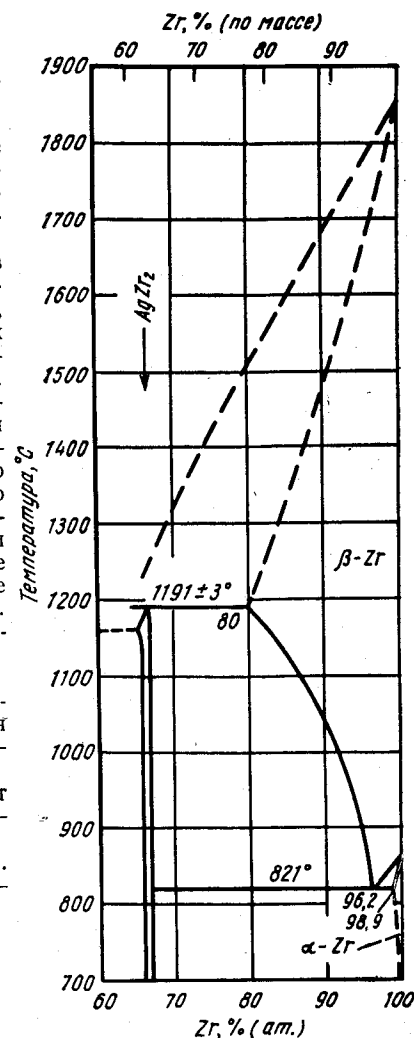


Рис. 12. Ag—Zr

составляет соответственно ~1,1 и 20% (ат.). Эвтектид содержит 3,8% (ат.) Ag и образуется при температуре 821° С.

Литые структуры сплавов, более богатых Ag, показывают, что между соединениями AgZr<sub>2</sub> и AgZr образуется эвтектика. Если соединение AgZr нагревать выше температуры 1160° С, то оно плавится по реакции, обратной синтетической: AgZr → Ж<sub>1</sub> + Ж<sub>2</sub>. В противоположность ранее принятым данным, обнаружена эвтектика между твердым раствором на основе Ag и соединением AgZr. Характер невариантного превращения при температуре 1160° С не установлен. Очевидно, что это не синтетическое превращение.

Установлено, что соединение AgZr<sub>2</sub>, существующее в интервале концентраций 33—34% (ат.) Ag, имеет неупорядоченную о. ц. тетрагональную решетку;  $a = 3,25 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,98 \text{ \AA}$ . Закаленные образцы показывают частично упорядоченную структуру с периодами решетки вдвое большими, чем приведенные выше значения [1]. Впоследствии экспериментально установлено [2], что соединение AgZr<sub>2</sub> имеет тетрагональную структуру типа MoSi<sub>2</sub>;  $a = 3,246 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,004 \text{ \AA}$ .

Согласно работе [3], при добавлении Ag периоды  $a$  и  $c$  г. к. решетки  $\alpha$ -Zr уменьшаются.

1. Betterton J. O., Easton D. S. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 470—475.
2. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.
3. Betterton J. O., Easton D. S. U. S. At. Energy Comm. ORNL—2988, 1960, p. 107—108.

1,5565  
0,4435

#### Al—As. Алюминий—мышьяк \*

Измерениями температуры материала, расплавленного в графитовых ампулах, с помощью оптического пирометра в работе [1] показано, что температура плавления соединения AlAs составляет ~1700° С. Приводятся [2] значения периода г. ц. к. решетки соединения AlAs, имеющего структуру типа цинковой обманки,  $a = 5,656 \pm 0,002 \text{ \AA}$ .

1. Преснов В. А. и др. Вопросы металлургии и физики полупроводников. Труды 3-го совещания. Изд-во АН СССР, 1957, с. 127—128.
2. Hoch M. Quarterly Progress Report on AF Contract AF 33 (616)—6299, June 15, 1960.

0,3988  
1,6032

#### Al—В. Алюминий—бор \*

Фазовые равновесия в системе Al—В были повторно исследованы в работе [1] методом термического анализа (с помощью бесконтактного термического датчика); изучались сплавы, приготовленные из Al и В чистотой соответственно 99,99 и 99,5% в тиглях из Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> или BeO. Диаграмма состояния (рис. 13) построена по данным работы [1] с учетом результатов работы [2] относительно эвтектики в сплавах, богатых Al.

В настоящее время хорошо установлено, что Al имеет три бориды: AlB<sub>2</sub> и так называемые «высшие бориды» AlB<sub>10</sub> и AlB<sub>12</sub> [3]. Борид AlB<sub>12</sub> имеет три полиморфные модификации:  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\gamma$ -AlB<sub>12</sub>; кристаллические структуры AlB<sub>10</sub> и модификаций AlB<sub>12</sub> родственны со структурой В [3].

Растворимость В в жидком Al, по данным работы [1], приблизительно в два раза выше значений, приводимых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [5], рис. 43). В работе [1] ссылаются на довольно обширные данные рентгеновского анализа с целью показать, что распад бориды AlB<sub>2</sub> по реакции, обратной перитектической, происходит при температуре 975° С; далее этот вопрос обсуждается в работе [4]. Рентгеновские данные работы [1] показывают, что борид AlB<sub>10</sub> устойчив только

при 1660—1850° С. Тепловые эффекты при образовании и распаде AlB<sub>10</sub> наблюдаются лишь с небольшим разбросом во всем интервале концентраций, в котором происходит невариантное превращение [1]; такой явно выраженный тепловой эффект кажется несомненным с невариантным превращением, связываемым с двумя кристаллографически родственными структурами; поэтому нельзя не учитывать: что эти тепловые эффекты могут быть связаны с материалом тигля. Нонвариантное превращение при температуре 1450° С в работе [1] не могли связать с изменениями в системе Al—В (возможно, происходит загрязнение?).

Приводится значение температуры плавления  $\alpha$ -AlB<sub>12</sub>, равное  $2150 \pm 50^\circ \text{ С}$ , а для  $\beta$ -AlB<sub>12</sub> равное  $2200 \pm 50^\circ \text{ С}$  в атмосфере He под давлением  $35 \text{ кг/мм}^2$ , что, таким образом, указывает на полиморфизм этого соединения, зависящий от состава [5]. В работе [6] предполагается, что модификация  $\alpha$ -AlB<sub>12</sub> может быть AlB<sub>11</sub>, расширяя, таким образом, представления об уникальных стехиометрических составах «высших боридов».

**Кристаллическая структура.** Более точные значения периодов решетки гексагонального бориды AlB<sub>2</sub> равны:  $a = 3,009 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,262 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [7].

AlB<sub>10</sub> имеет ромбическую структуру, в которой из 66 атомных мест 8 или 9 должны быть незанятыми;  $a = 8,881 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,100 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,690 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [8]; температура плавления равна  $2000—2100^\circ \text{ С}$ .

Моноклинная модификация AlB<sub>12</sub> (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [10]) в действительности представляет собой модификацию элементарного В [9].

$\alpha$ -AlB<sub>12</sub> имеет тетрагональную решетку [8, 10], вероятная пространственная группа  $P4_22_1$  [3],  $a = 10,161 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 14,238 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [8];  $\beta$ -AlB<sub>12</sub> имеет о. ц. ромбическую решетку;  $a = 12,34 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $b = 12,631 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,161 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [3, 8]; пространственная группа  $I \frac{2}{m} \frac{2}{m} \frac{2}{a}$  [3].  $\gamma$ -AlB<sub>12</sub>

имеет ромбическую решетку, пространственная группа  $P2_12_12_1$ ;  $a = 15,56 \text{ \AA}$ ,  $b = 17,53 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,16 \text{ \AA}$ ; в элементарной ячейке содержится 29 формульных единиц [11].

1. Серебрянский В. Т. и др. ДАН СССР, 1961, т. 141, с. 884—886.
2. Wright E. H., Willey L. A. Alcoa Res. Lab. Tech. Paper 15, 1960.
3. Koh n J. A. Boron-Synthesis, Structure and Properties; J. A. Koh n a. o. eds. Plenum Press., Inc., N. Y., 1960, p. 75—82.

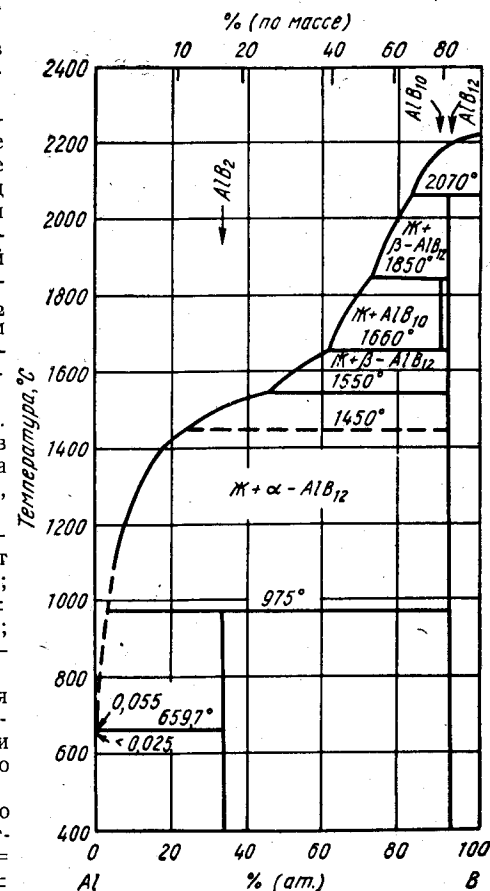


Рис. 13. Al—В



4. Серебрянский В. Т., Эпельбаум В. А. Журнал структурн. химии, 1961, т. 2., с. 748—750.
5. Kohn J. A., Eackart D. W. Anal. Chem., 1960, Bd 32, S. 296—298.
6. Yannoni N. F. Dissertation, Boston University, 1961; Dissertation Abstr. 1961, v. 22, p. 1032.
7. Felten E. J. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 5977—5978.
8. Kohn J. A. u. a. Z. Krist., 1958, Bd 111, S. 53—62.
9. Parthe E., Norton J. T. Z. Krist., 1958, Bd 110, S. 167—168.
10. Самсонов Г. В., Журавлев Н. Н. ФММ, 1955, т. 1, с. 564—565.
11. Kohn J. A., Eackart D. W. Z. Krist., 1961, Bd 116, S. 134—142.

Г, 2932  
0,7068

### Al—Ba. Алюминий—барий \*

Работа [1] разрешила спорные вопросы о существовании в этой системе ряда промежуточных фаз. Как показано на рис. 14, в системе Al—Ba имеется только одна промежуточная фаза  $Al_4Ba$ , которая плавится конгруэнтно при  $1097^\circ C$ .

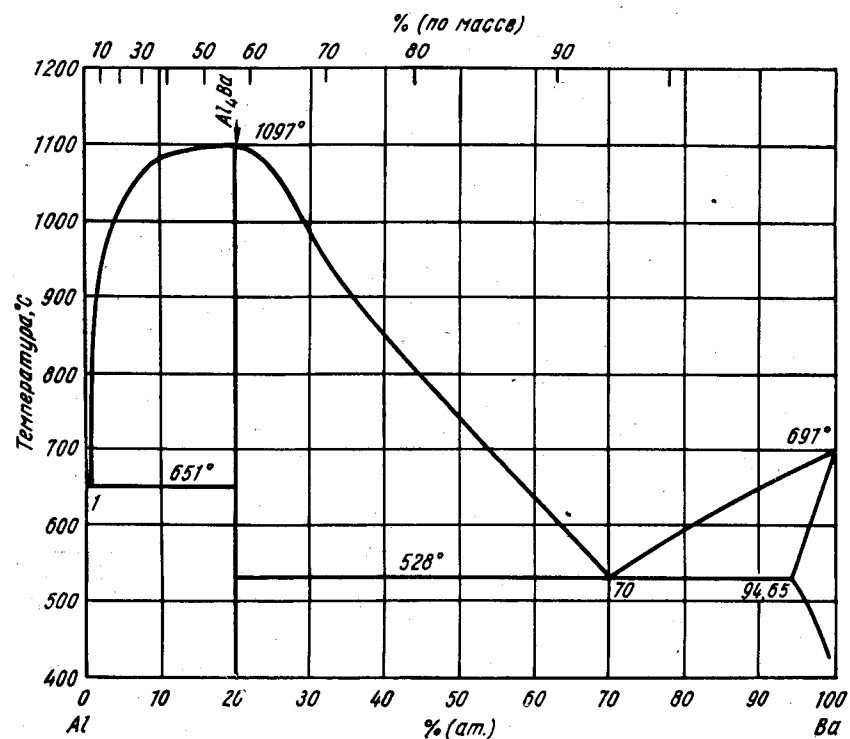


Рис. 14. Al—Ba

По обе стороны от этого соединения образуются эвтектики: при 1% (ат.) Ba и  $651^\circ C$  и при 70% (ат.) Ba и  $528^\circ C$ . Максимальная растворимость Al в Ba в твердом состоянии составляет 5,35% (ат.); при температурах 505 и  $430^\circ C$  растворимость соответственно уменьшается до 3,95 и 1,01% (ат.) Al.

В работах [1, 2] подтверждено, что соединение  $Al_4Ba$  имеет о. п. тетрагональную структуру. Более точные значения периодов решетки этого соединения равны:  $a = 4,566 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,250 \text{ \AA}$  [2].

1. Motosada J. Nippon Kinzoka Gakkaishi, 1953, v. 17, p. 632—634.
2. Dus D. K., Pitman D. T. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 1175

0,4762  
1,5238

### Al—Be. Алюминий—бериллий \*

В работе [1] установлено, что сплав, выплавленный в дуговой печи и содержащий номинально ~ 0,03% (ат.) [0,1% (по массе)] Al, имеет двухфазную структуру; рентгеновский анализ сплава с ~ 0,46% (ат.) [1,36% (по массе)] Al подтвердил, что в сплаве присутствуют Be и Al. В работе [2] за сплав эвтектического состава ошибочно принят сплав, содержащий 0,43% (ат.) [1,27% (по массе)] Al и имеющий по данным [3], двухфазную структуру. В работе [4] не обнаружено взаимодействия между сжатыми вместе образцами Be и Al после отжига при температуре  $600^\circ C$  в течение 8,5 суток, что указывает на очень незначительную взаимную растворимость компонентов в твердом состоянии.

1. Hindle E. D., Slattery G. T. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint, № 58, 8 p.
2. Phillips H. W. L., Annotated Equilibrium Diagrams, № 19, Institute of Metals, London, 1956, 4 p.
3. Sanyer C. B., Kjellgren B. Metals and Alloys, 1940, v. 11, p. 163—167.
4. Baird J. D. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, 2d Geneva, 1958, v. 5, p. 328—333.

0,3515  
1,6485

### Al—C. Алюминий—углерод \*

Растворимость C в Al в твердом состоянии составляет приблизительно 0,04—0,08% (ат.) [0,02—0,04% (по массе)] и возрастает с повышением температуры [1].

1. Гращенко Б., Даровский В., Ханджья А. Труды ВАМИ, 1937, вып. 16, с. 90; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Физматгиз, 1959, т. I, с. 496.

Г, 3802  
0,6198

### Al—Cd. Алюминий—кадмий \*

Более подробные сведения о растворимости Cd в Al в твердом состоянии в настоящее время содержатся в работе [1]. Результаты, полученные с помощью микроскопического метода, обобщены на рис. 15. Максимальная растворимость Cd в Al в твердом состоянии при монотектической температуре ( $649^\circ C$ ) составляет около 0,11% (ат.) [0,49% (по массе)], что хорошо согласуется с данными предыдущих работ.

1. Samuels L. E. J. Inst. Metals, 1955—56, v. 84, p. 33—336.

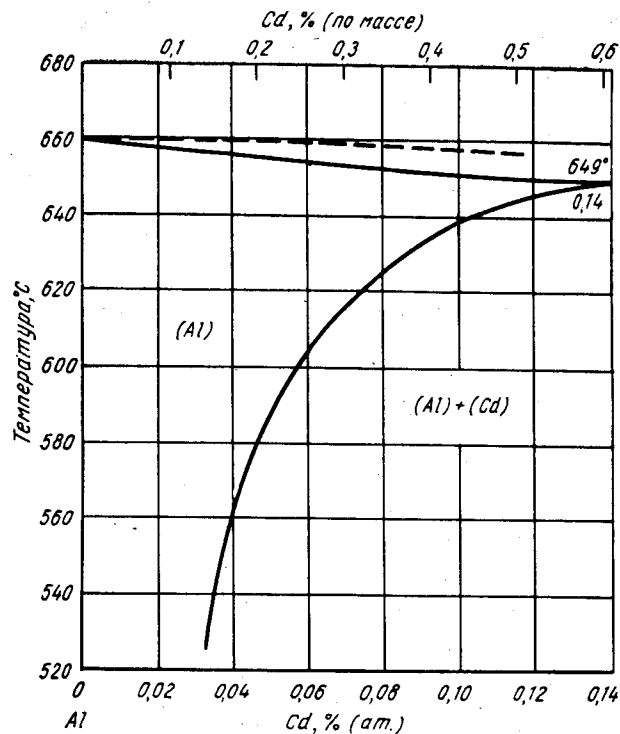


Рис. 15. Al—Cd

1,2845  
0,7155

### Al—Ce. Алюминий—церий \*

Диаграмма состояния Al—Ce в части, богатой Ce [50—100% (ат.) Ce], исследована в работе [1] термическим и рентгеновским анализами сплавов, приготовленных из Ce чистотой 99%. В случае нелегированного Ce наблюдается термическая остановка (превращение  $\gamma \rightleftharpoons \delta$ ). В настоящее время установлено, что соединения  $Ce_3Al_2$ , о котором сообщалось ранее, не существует; в действительности образуется промежуточная фаза  $Ce_3Al$ , которая плавится конгруэнтно при температуре  $655^\circ C$ . О некоторой растворимости Al в Ce свидетельствует уменьшение периода решетки твердого раствора на основе Ce, находящегося в равновесии с соединением  $Ce_3Al$ , с 5,162 до 5,116 Å. Диаграмма состояния, взятая у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 49) и уточненная в работе [1], показана на рис. 16.

В работе [2], посвященной кристаллографическому исследованию этой системы, сообщается о существовании четырех соединений, обнаруженных в работе [1]. В работе [2] оспаривается заметная растворимость Ce в соединении  $CeAl_2$ , о которой сообщается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [6]), и показано, что на основе  $CeAl_2$  нег области твердых растворов; однако в работе [2] отмечается существование родственного соединения  $Ce_4Al_7$ , с очень близким периодом решетки ( $a = 8,060$  Å у  $Ce_4Al_7$ ,  $a = 8,059$  Å у  $CeAl_2$ ). Кажется невероятным, что эти два соединения взаимно не растворяются в твердом состоянии; для уточнения необходимы дальнейшие исследования. Возможно, что эти соединения родственны фазам Лавеса.

50

Подтверждено, что соединение  $CeAl_4$  имеет о. ц. к. решетку типа  $BaAl_4$ ;  $a = 4,374$  Å,  $c = 10,12$  Å [1];  $a = 4,383$  Å,  $c = 10,036$  Å [2]. Кристаллическая структура высокотемпературной модификации  $CeAl_4$  неизвестна.

Подтверждено, что  $CeAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$ ; по данным повторных определений, периоды этой решетки равны  $8,064 \pm 0,001$  [1],  $8,059$  [2] или  $8,059 \pm 0,005$  Å [3].

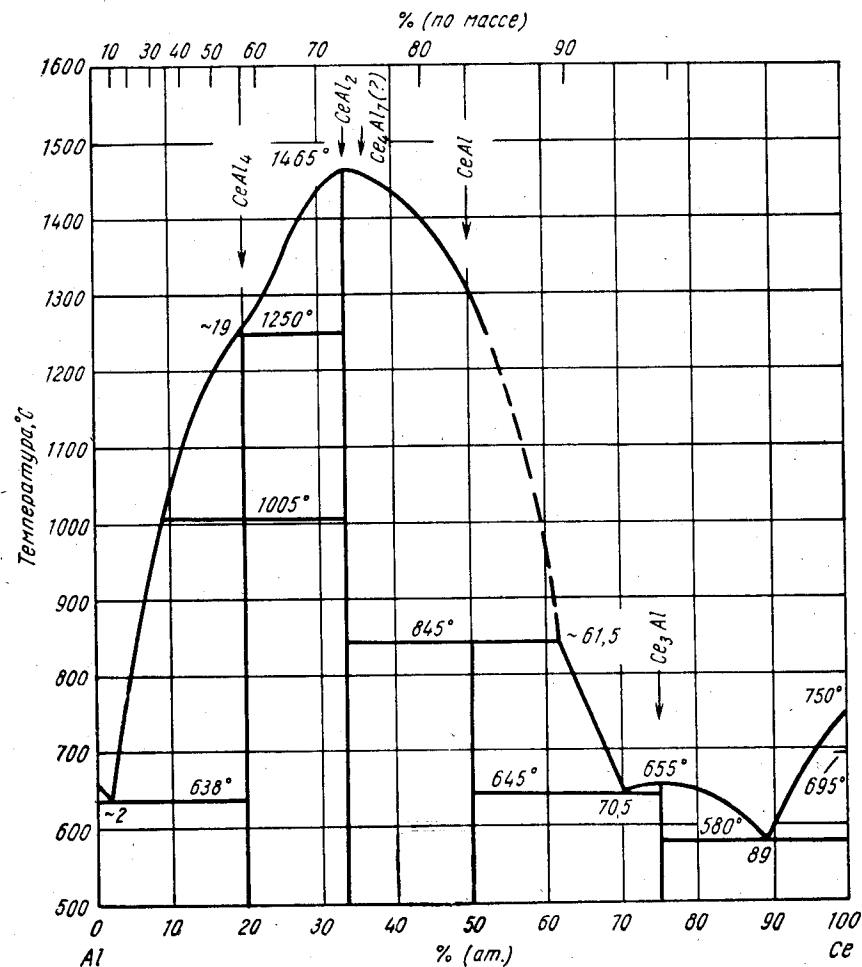


Рис. 16. Al—Ce

Вначале предполагали [4], что соединение  $CeAl$  имеет о. ц. к. структуру типа W. Указывается [5], что это соединение имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 3,86 Å. Однако, по данным работы [1], структура  $CeAl$  базоцентрированная ромбическая; пространственная группа  $Cmcm$ ;  $a = 9,27$  Å,  $b = 7,68$  Å,  $c = 5,65$  Å.

Сообщается [1], что  $Ce_3Al$  претерпевает медленное полиморфное превращение ниже  $250^\circ C$ . Низкотемпературная модификация  $Ce_3Al$  имеет гексагональную решетку, аналогичную решетке  $Ni_3Sn$ ;  $a = 7,043 \pm 0,002$  Å,  $c = 5,451 \pm$

4\*

51

$\pm 0,002$  А. При температурах выше  $250^\circ\text{C}$   $\text{Ce}_3\text{Al}$  имеет кубическую решетку типа  $\text{AuCu}_3$  с периодом  $4,985 \pm 0,001$  [1] или  $4,980$  А [2].

1. Van Vucht J. H. N. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 253—258; Philips Res. Rept., 1961, v. 16, p. 1—40.
2. Jandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, № 9, v. 1, Paper 3F, 11 p.
3. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
4. Jandelli A. Atti Congr. Intern. Chem. 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.
5. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 267—268.

Г. 6606  
0,3394

### Al—Co. Алюминий—кобальт \*

Измерения удельной теплоемкости фазы  $\text{CoAl}$  (кубическая решетка типа  $\text{CsCl}$ ) в зависимости от температуры показали [1], что ее структура начинает разупорядчиваться при  $740^\circ\text{C}$ . Если немногочисленные данные при более высоких температурах можно правильно объяснить, то разупорядочение полностью заканчивается около  $800^\circ\text{C}$ .

Структура и расположение атомов в решетке соединения  $\text{Co}_2\text{Al}_3$  изучены в работе [2]. Авторы подтвердили, что это соединение имеет гексагональную структуру, но сообщили следующие значения:  $a = 7,656_0$  А,  $c = 7,593_2$  А [2]. Не совсем ясно, взяты ли эти значения периодов у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [11]) или они получены в их собственном исследовании.

1. Третьяков Ю. Д., Хомяков К. С. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 13—16.
2. Newkirk J. B. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 532—533.

Г. 7150  
0,2850

### Al—Cr. Алюминий—хром \*

В работе [1] повторно определили растворимость Cr в жидком Al методом фильтрации; растворимость оказалась равной:

Температура, $^\circ\text{C}$	789	779	750	757	700	661
Растворимость, % (ат.)	1,275	1,11	0,74	0,63	0,35	0,19

Температура перитектической горизонтали составляет  $661,4 \pm 0,1^\circ\text{C}$ ; точка максимальной растворимости Cr в Al в твердом состоянии лежит при  $0,375\%$  (ат.) [0,72% (по массе)], что хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [51]). Значения растворимости Cr в Al в твердом состоянии, полученные в работе [2] с помощью метода микротвердости, отклоняются от самых лучших данных М. Хансена и К. Андерко и составляют:

Температура, $^\circ\text{C}$	661	640	550	500	450	400
Растворимость, % (ат.)	0,44	0,41	0,32	0,26	0,22	0,15

По-видимому,  $\theta$ -фаза лучше всего описывается формулой  $\text{CrAl}_7$  [3, 4]; фаза  $\text{Cr}_2\text{Al}_{11}$  структурно изоморфна  $\text{CrAl}_7$  [3]. В работе [5] не удалось обнаружить предполагаемую перитектическую реакцию  $\text{Ж} + \text{Cr}_2\text{Al}_{11} \rightarrow \text{CrAl}_7$ . Данные работы [1] и М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, [14]) позволяют предполагать, что эта путаница возникает в результате нахождения соединения  $\text{CrAl}_7$  в области нестехиометрического состава.

По данным разных работ (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, [4, 5]), соединение  $\text{CrAl}_7$  имеет ромбическую или моноклинную структуру. В работе [3] приведены пересмотренные значения периодов элементарной ячейки ромбической решетки, но окончательный анализ, проведенный в работе [4], показал, что это соединение имеет моноклинную структуру; пространственная группа  $C2/m$ ,

на элементарную ячейку приходится 14 атомов Cr и около 90 атомов Al; периоды решетки имеют следующие значения:  $a = 25,196 \pm 0,017$  А,  $b = 7,574 \pm \pm 0,003$  А,  $c = 10,949 \pm 0,009$  А,  $\beta = 128^\circ 43' \pm 3'$ .

1. Zoller H. Schweiz. Arch. Angew. Wiss. Tech., 1960, Bd 26, S. 437—448.
2. Вигдорович В. Н. и др. Изв. вузов. Цветная металлургия, 1960, т. 3, вып. 2, с. 143—146.
3. Little K. Частное сообщение; см. Pratt J. N., Raynor G. V. J. Inst. Metals, 1951—52, v. 80, p. 449—453.
4. Cooper M. J. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 257—263.
5. Varley P. C. Неопубликованная работа; см. Phillips H. W. L. Annotated Equilibrium Diagrams of Aluminium Systems, Institute of Metals Monograph and Report Series, Institute of Metals, London, 1959, №25, p. 6.

Г. 8280  
0,3720

### Al—Cu. Алюминий—медь \*

Недавняя работа существенно не изменила строения диаграммы состояния Al—Cu (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 52—53). В работе [1] повторно методом микротвердости построили границу между областями твердых растворов  $\alpha$  на основе Cu и  $\alpha + \beta$  при температурах  $700—900^\circ\text{C}$  и между  $\alpha$  и  $\alpha + \gamma_2$  при температуре  $500^\circ\text{C}$ . Вертикальная граница между фазовыми областями  $\alpha$  и  $\alpha + \gamma_2$  в интервале температур  $400—560^\circ\text{C}$  подтверждена рентгеновским анализом в работе [2]. Аномальный ход температурной кривой удельной теплоемкости при температуре около  $300^\circ\text{C}$  в сплавах, расположенных между 8% (ат.) Al и границей  $\alpha$ - и  $\alpha + \gamma_2$ -областей, был объяснен образованием упорядоченного твердого раствора [3]; по данным работы [4], критическая точка лежит при температуре  $280^\circ\text{C}$  и 15% (ат.) Al. На основе измерений электросопротивления и данных рентгеновского анализа в работе [5] предполагается, что в  $\gamma_2$ -фазе происходит превращение; указывается двухфазная область, отвечающая интервалу температур этого превращения; сверху эта область ограничена кривой, идущей от температуры  $530^\circ\text{C}$  и 30,2% (ат.) [15,5% (по массе)] Al до  $700^\circ\text{C}$  и 37,1% (ат.) [20,0% (по массе)] Al, а снизу — кривой, идущей от температуры  $380^\circ\text{C}$  и 31% (ат.) [16% (по массе)] Al до  $570^\circ\text{C}$  и 37,1% (ат.) [20,0% (по массе)] Al. Перитектоидное превращение  $(\text{Cu} + \gamma_2 \rightarrow \gamma)$  происходит при температуре  $363 \pm 2,5^\circ\text{C}$ ,  $\gamma$ -фаза содержит 22,9% (ат.) [11,2% (по массе)] Al [6].  $\gamma$ -фаза имеет г. ц. к. решетку с периодом  $3,6784$  А [6]; эта фаза наблюдалась также в закаленных и отожженных сплавах [7]. Кривая солидуса твердого раствора на основе Al была повторно построена в работе [8] методом микротвердости; по данным рентгеновского метода [9], кривая ограниченной растворимости Cu в Al в твердом состоянии проходит при температуре  $500^\circ\text{C}$  и 1,87% (ат.) [4,3% (по массе)] Cu и при  $400^\circ\text{C}$  и 0,64% (ат.) [1,5% (по массе)] Cu.

По данным электронографического исследования тонких пленок [10], соединение  $\text{CuAl}$  имеет кубическую структуру типа  $\text{CsCl}$ . В работе [11] построена богатая Al часть диаграммы состояния Al—Cu на образцах в виде тонких пленок (толщина  $\sim 250$  А), согласно которой максимальная растворимость Cu в Al при эвтектической температуре ( $520^\circ\text{C}$ ) составляет 8,5% (ат.) [18% (по массе)] Cu.

В работах [7, 12—16] обсуждается вопрос о существовании метастабильных фаз  $\beta_1$  и  $\beta'$ .

1. Вигдорович В. Н. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1958, вып. 3, с. 110—113.
2. Naupres R. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 5—6.
3. Matsumoto H. a. o. Sci. Rept. Inst. Tohoku Univ. 1955, A7, p. 465—468.
4. Панин В. Е., Зенкова Е. К. ДАН СССР, 1959, т. 129, с. 1024—1027.
5. Мак Д. и др. в сб. «Механические свойства металлических соединений». Металлургиздат, 1962 г., с. 236—249.
6. Jewett R. D. Dissertation, University of Wisconsin, 1961, 98 p. Dissertation Abstr. 1961, v. 22, p. 1943.

7. Core R. G. J. Inst. Metals, 1958—59, v. 87, p. 330—336.
8. Глазов В. М. Изв. АН СССР, Metallургия и топливо, 1961, вып. 4, с. 39—42.
9. Гладышевский Е. И. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 2103—2108.
10. Takahashi N., Mihama I. Acta Met., 1957, v. 5, p. 159—168.
11. Палатник Л. С., Бойко Б. Т. ФММ, 1961, т. 11, с. 123—127.
12. Hunger J., Dienst W. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 396—401.
13. Nakanishi N. Trans. Japan Inst. Metals, 1961, v. 2, p. 37—43.
14. Mitani H., Nakanishi N. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1961, v. 25, p. 639—642.
15. Nakanishi N. Trans. Japan Inst. Metals, 1961, v. 2, p. 79—86.
16. Thomas G., Huffstutler M. C. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 693—694.

T, 2202  
0, 7798

### Al—Dy. Алюминий—диспрозий \*

В работе [1] в системе Al—Dy установлено существование четырех соединений  $DyAl_4$ ,  $DyAl_2$ ,  $DyAl$  и  $Dy_3Al_2$ ; в работе [2] сообщается о соединении  $Dy_3Al$ , которое образует эвтектику с твердым раствором на основе Dy при температуре  $960^\circ C$  и содержании 79,9% (ат.) [96% (по массе)] Dy. Растворимость Al в Dy в твердом состоянии 0,60% (ат.) [ $<0,1\%$  (по массе)]; в сплаве, содержащем 84,3% (ат.) [97% (по массе)] Dy, при температуре  $695^\circ C$  происходит превращение, природа которого в настоящее время еще не установлена [2].

Соединение  $DyAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,82$  [3],  $7,840 \pm 0,005$  [4] или  $7,835 \pm 0,001$  А [5]. Соединение  $DyAl$  имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом  $3,71$  [3] или  $3,6826 \pm 0,0004$  А [5].

1. Мариарти Дж., Боензигер Н. Неопубликованные данные; см. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Спеддинга Ф., Даана А. Х., Изд-во «Металлургия», 1965, с. 400.
2. Kato H., Copeland M. J. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.
3. Grinthal R. WaDC Tech. Rept. 53. 190; pt. VI, 1958; Гшнейдер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
5. Baenziger C. N., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

T, 2075  
0, 7925

### Al—Er. Алюминий—эрбий

В работе [1] приготовили сплав с 0,82% (ат.) [5% (по массе)] Er, который состоял из кристаллов твердого раствора на основе Al и тонкодисперсной эвтектики по их границам; микротвердость твердого раствора на основе Al возрастает с 20 до  $36 \text{ кг/мм}^2$ , что указывает на ограниченную растворимость Er в Al в твердом состоянии. Структура богатого Al интерметаллического соединения не установлена.

Соединение  $ErAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  [2, 4] с периодом  $7,795 \pm 0,005$  А [2, 3].

1. Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 11, с. 43—48.
2. Dwight A. E. U. S. at. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 156—158.
3. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
4. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 267—268.

T, 2492  
0, 7508

### Al—Eu. Алюминий—европий

Соединение  $EuAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $8,125 \pm 0,005$  А [1]. Сплав был выплавлен в дуговой печи с использованием Eu и Al чистой соответственно более 99 и 99,999%.

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.

T, 6840  
0, 3160

### Al—Fe. Алюминий—железо \*

Повторное изучение кривой ликвидуса и невариантных превращений в системе Al—Fe методом термического анализа, дополненного микроскопическим исследованием [1], в общем подтвердило диаграмму состояния, приведенную М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 54). Для приготовления сплавов в работе [1] использовали металлы высокой чистоты — Al (99,99%) и Fe (99,95%). Единственное значительное расхождение заключается в обнаружении эвтектики между соединениями  $Fe_2Al_5$  [70,5% (ат.) Al] и  $FeAl_3$  (74,0% (ат.) Al), плавящейся при температуре  $1146 \pm 1,5^\circ C$  и содержащей 73,6% (ат.) Al (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4]). Меньшие расхождения связаны с температурой перитектической горизонтали ( $1229^\circ C$ ), при которой образуется  $\epsilon$ -фаза; эвтектикой температурой ( $1092^\circ C$ ), при которой распадается  $\epsilon$ -фаза; эвтектикой  $J \rightarrow FeAl_2 + Fe_3Al_5$  при  $1153^\circ C$  и 68% (ат.) Al; конгруэнтно плавящимися соединениями  $Fe_2Al_5$  [1165 $^\circ C$  и 69,6% (ат.) Al] и  $FeAl_3$  [1150 $^\circ C$  и 74,6% (ат.) Al] и богатой Al эвтектикой, плавящейся при температуре  $652^\circ C$  и содержащей 99,0% (ат.) Al. Интервал кристаллизации сплавов, богатых Fe, оказался несколько уже по сравнению с приводимым М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 54). Сообщается, что на кривых ликвидуса и солидуса имеется максимум, расположенный при  $1536^\circ C$  и  $\sim 10\%$  (ат.) Al; однако из данных работы [1] не видно, что этот максимум характерен для чистых сплавов Fe—Al.

В работе [2] повторно исследована петля  $\gamma$ -области dilatометрическим, электрическим и рентгеновским анализами; установлено, что фазовая область  $\alpha + \gamma$  простирается в интервале концентраций от 1,55 до 1,93% (ат.) Al с максимумом при температуре  $1160^\circ C$  (интервал концентраций  $\alpha + \gamma$ -области взят из рисунка).

Недавние исследования диаграммы состояния Al—Fe в области фазы  $Fe_3Al$  не разрешили спорных вопросов о строении этой системы. В изученной части диаграммы состояния и неупорядоченном твердом растворе на основе Fe образуется целая группа упорядоченных структур, существование которых зависит от состава, температуры и предшествующей термической обработки. Для обозначения этих структур были приняты формулы  $Fe_3Al$  и  $FeAl$ . Кроме того, в работах [3, 4] для обозначения другой структуры, различаемой по кристаллографическим и магнитным свойствам, использовали формулу  $Fe_{13}Al_3$ ; однако, по данным работы [5] и М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [14]), сплав этого состава ( $Fe_{13}Al_3$ ) характеризуется ближним порядком. В работе [6] показано, что перечисленные выше состояния, обозначенные различными формулами, можно рассматривать как структурные превращения (переходы) при упорядочении твердого раствора на основе Fe с увеличением содержания Al. Некоторые закономерности в изменении параметров кристаллической решетки в работе [6] связываются с изменениями в магнитном состоянии, а не с изменениями в фазах и их структуре; однако в работе [7] сопоставили результаты определения периодов решетки (полученные независимо и хорошо согласующиеся с данными работы [6]) с фазовыми изменениями и пришли к выводу, что соединение  $Fe_3Al$  распадается при температуре  $\sim 550^\circ C$  по реакции, обратной перитектической, на упорядоченную фазу  $FeAl$  и неупорядоченный твердый раствор на основе Fe. Результаты dilatометрического анализа [8], измерений т. э. д. с. [9] и рентгеновского высокотемпературного анализа [5, 6] согласуются только качественным образом в отношении формы и максимума на кривой превращения  $Fe_3Al \rightarrow FeAl$ . Максимум области

существования фазы  $Fe_3Al$  находится при  $\sim 520^\circ C$  и 25% (ат.) Al [6];  $520^\circ C$  и 26% (ат.) Al [8];  $560^\circ C$  и  $\sim 27\%$  (ат.) Al [9];  $\sim 565^\circ C$  и  $\sim 28\%$  (ат.) Al [5] и  $\sim 530^\circ C$  и 25% (ат.) Al [10]. Измерения электросопротивления показывают [11], что в сплаве с 22% (ат.) Al неупорядоченная и упорядоченная фазы (вероятно, твердый раствор на основе Fe и  $Fe_3Al$ ) существуют в интервале температур от 400 до  $510^\circ C$ ; однако в работе [5] сообщается, что в сплаве этого состава существует ближний порядок и что экспериментальные данные в работе [11] объяснены неправильно.

Данные высокотемпературного рентгеновского анализа [6] показывают, что граница между неупорядоченным состоянием и упорядоченной фазой типа FeAl простирается до верхнего предела измерений, равного  $\sim 1100^\circ C$ ; имеются все признаки того, что это положение сохраняется и до температуры плавления. Данная кривая проходит через следующие точки (взяты из рисунка в работе [6]):  $600^\circ C$  и 22% (ат.) Al;  $800^\circ C$  и 25% (ат.) Al;  $1000^\circ C$  и 29% (ат.) Al.

Граница области твердых растворов на основе соединения  $FeAl_3$  со стороны Al проходит при 77,7 (ат.)% Al ( $Fe_3Al_7$ ), что основано на результатах анализа выделенных фаз [12], которые подтверждают данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [32]).

В работах [13—15] показано, что на кривой магнитного превращения непрерывность не нарушается.

Частичные диаграммы состояния системы Fe—Al представлены в работах [6—9, 11], а «диаграмма состояния» с превращениями порядок  $\rightleftharpoons$  беспорядок приведена в работе [5].

1. Lee J. R. Iron Steel Inst. (London), 1960, v. 194, p. 222—224.
2. Лизник А. Г., Скворчук В. П. ДАН УССР, 1960, вып. 10, с. 1408—1412.
3. Tuylor A., Jones R. M. J. Appl. Phys., 1958, v. 29, p. 522—523.
4. Pal L., Tarnóczy T. Magy. Tud. Akad. Kozp. Fiz. Kut. Int. Kozlemet, 1959, t. 7, s. 265—275.
5. Lawley A., Sahn R. W. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 201, p. 204—221.
6. Taylor A., Jones R. M. Phys. Chem. Solids, 1958, v. 6, p. 16—37.
7. Lihl F., Ebil H. Arch. Eisenhettew., 1961, Bd 32, S. 483—487.
8. McQueen H. J., Kuczynski G. C. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 619—622; обсуждение см. Guttman L., там же, 1960, v. 218, p. 368.
9. Erez G., Rudmann P. S. Israel Institute of Technology, Haifa; Scientific Note No. 3 under Contract AF 61 (052)—122, May 1960, 15 p.
10. Роде В. Е. Изв. АН СССР, Серия физическая, 1957, т. 21, с. 1234—1238.
11. Seybolt A. U. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 570—571.
12. Obinata J., Komatsu N. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1955, v. 19, p. 197—201.
13. Зусман Ш. И. ФММ, 1960, т. 9, с. 635—637.
14. Аптекарь И. Л., Зусман Ш. И. ФММ, 1961, т. 12, с. 350—359.
15. Селицкий Я. П. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 2435—2439.

I, 5877  
0, 4123

### Al—Ga. Алюминий—галлий \*

Два обстоятельных повторных исследования диаграммы состояния Al—Ga выполнены в работах [1, 2]. В настоящее время вполне определенно установлено, что в этой системе не образуются промежуточные фазы. Кривая ликвидуса (рис. 17) обобщает данные предыдущих исследований, а также работ [1, 2]. Результаты всех работ близко совпадают. Только измерения в работе [1] проведены на сплавах, содержащих более 80% (по массе) Ga. Автор этой работы обнаружил эвтектику, содержащую 93,5% (ат.) [97% (по массе)] Ga и плавящуюся при температуре  $26,4^\circ C$ . Растворимость Ga в Al в твердом состоянии определена термическим анализом в обеих работах [1, 2]. Работа [2] отличается от работы [1]

более высокой точностью значений предельной растворимости в твердом состоянии; максимальная растворимость Ga в Al составляет 9,5% (ат.) [21% (по массе)] Ga.

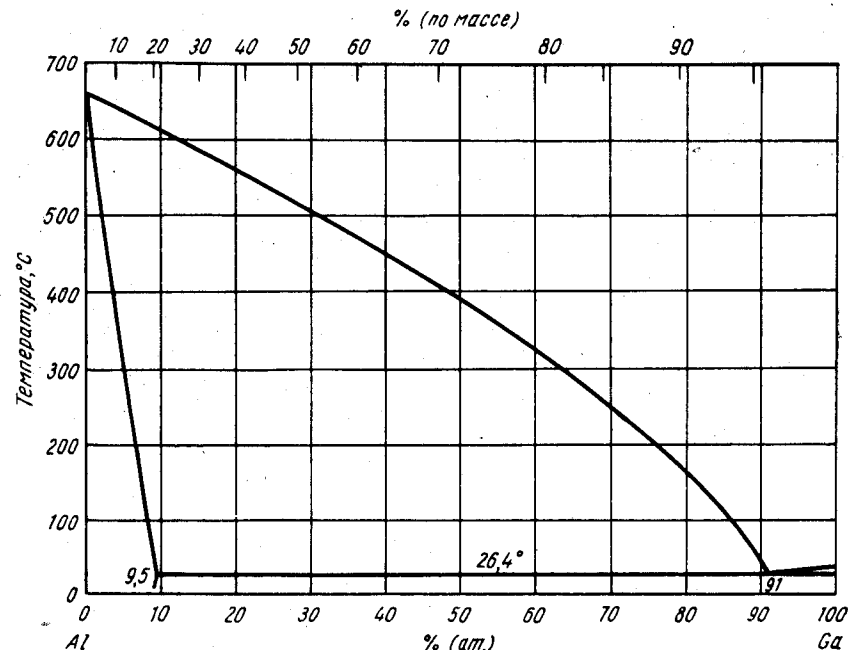


Рис. 17. Al—Ga

1. Zoller H. Metall, 1957, Bd 11, S. 378—381.
2. Clare J. W. H. J. Inst. Metals, 1957—58, v. 86, p. 431—432.

I, 2343  
0, 7657

### Al—Gd. Алюминий—гадолиний

В работе [1] сообщается, что в системе Al—Gd существует пять соединений:  $GdAl_4$ ,  $GdAl_3$ ,  $GdAl_2$ ,  $GdAl$  и  $Gd_3Al_2$ . Однако отмечается [2], что наиболее богато Gd соединение  $Gd_3Al$ , которое образует эвтектику с твердым раствором на основе Gd при  $825^\circ C$  и 80,5% (ат.) [96% (по массе)] Gd. По данным работы [2], растворимость Al в Gd в твердом состоянии составляет менее 0,58% (ат.) [0,1% (по массе)] Al; при температуре  $640^\circ C$  в сплаве с 84,7% (ат.) [97% (по массе)] Gd происходит аномальное превращение.

Соединение  $GdAl_3$  имеет гексагональную решетку типа  $SnNi_3$ ;  $a = 6,308 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,589 \pm 0,009 \text{ \AA}$  [3]. Соединение  $GdAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,900 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [4] или  $7,9020 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [3]. Соединение  $GdAl$  имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом  $3,7208 \pm 0,0002 \text{ \AA}$  [3].

1. Морнати Дж., Боензигер Н. Неопубликованные данные; см. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга, А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965, с. 386.
2. Kato H., Copeland M. J. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—863 (QPR—12), 1961, p. 3—4.
3. Baenziger N. C., Moriarti J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 28, p. 866—868.

Диаграмма состояния Al—Ge (рис. 18) в общем не отличается от приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 57), но в нее внесены уточнения — кривая солидуса твердого раствора на основе Ge построена по данным работы [1], в которой с помощью улучшенного метода с температурным градиентом уточнены дан-

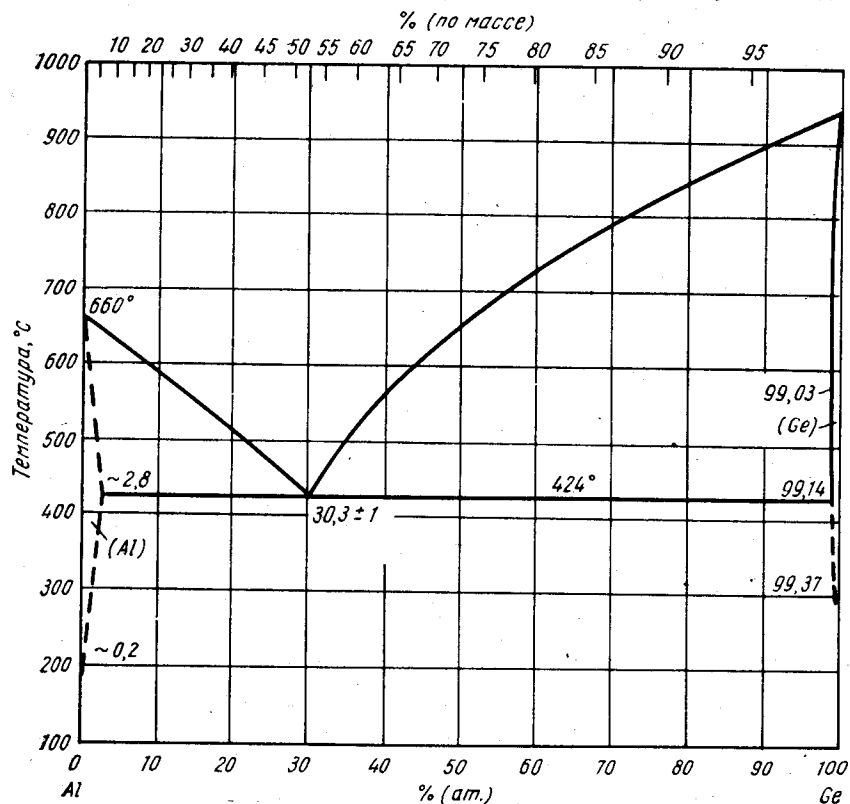


Рис. 18. Al—Ge

ные предыдущей работы [2], полученные аналогичным методом. Кривая солидуса, ограничивающая область твердого раствора на основе Ge, носит ретроградный характер; максимальная растворимость Al в Ge наблюдается при температуре 675° С [1]. Типичные данные по растворимости Al в Ge следующие:

Температура, °С . . . . .	925	900	675	500	300 (твердое состояние)
Растворимость, % (ат.) . . . . .	0,17	0,43	0,97	0,92	0,63

Точные значения периода решетки для разбавленных твердых растворов на основе Al [максимальное содержание Ge 0,145% (ат.)] приведены в работе [3].

1. Trumbore F. A., а. о. Phys. Chem. Solids, 1959, v. 11, p. 239—245; Trumbore F. A. Bell System Techn. J., 1960, v. 89, p. 205—233.
2. Thurmond C. D. а. о. J. Chem. Phys., 1956, v. 25, p. 799—800.
3. Dorn J. E. а. о. Trans. AIME, 1950, v. 188, p. 933—943.

Растворимость H в Al в жидком и твердом состояниях повторно тщательно определена методом дегазации в работе [1] на Al чистотой 99,994%. Растворимость можно выразить следующими соотношениями:  $\lg l = 0,521 - 3042/T + 0,5 \lg p$  для твердого Al,  $\lg l = 1,529 - 3086/T + 0,5 \lg p$  для жидкого Al, где  $l$  — растворимость H в Al,  $\text{см}^3$  на 100 г Al при нормальных температуре и давлении;

$T$  — температура, °К;

$p$  — давление, мм рт. ст.

Значения растворимости, вычисленные по этим формулам, приведены в табл. 2. Более поздние данные тех же авторов приводятся в работе [2]. Данные работы [1] по растворимости H в Al подробнее, имеют меньший разброс и поэтому предпочтительнее по сравнению с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [8], табл. 7). Значения растворимости H в Al, по М. Хансену и К. Андерко (см. т. I, табл. 7), отличаются от истинных на порядок (в 10 раз), поскольку  $1 \text{ см}^3 \text{ H}_2$  на 100 г Al равен  $2,41 \cdot 10^{-3}\%$  (ат.) H.

Получение гидрида Al описано в работе [3]. В работе [4] получили гидрид Al  $\text{H}_x$  ( $x > 1$ ) при взаимодействии паров Al с атомарным H при  $-78^\circ \text{C}$ ; при комнатной температуре этот гидрид неустойчив. Исследование молекулярной структуры  $\text{AlH}_3$  описано в работе [5].

ТАБЛИЦА 2. РАСТВОРИМОСТЬ H в Al ПРИ ДАВЛЕНИИ 1 ат [1]

Температура, °С	Растворимость H	
	$\text{см}^3 \text{ H}$ на 100 г Al	% (ат.)
1000	3,61	$8,46 \cdot 10^{-3}$
900	2,18	$5,25 \cdot 10^{-3}$
800	1,23	$2,96 \cdot 10^{-3}$
700	0,63	$1,51 \cdot 10^{-3}$
660	0,43	$1,04 \cdot 10^{-3}$
(жидкое состояние)		
660	0,050	$1,20 \cdot 10^{-4}$
(твердое состояние)		
600	0,030	$7,2 \cdot 10^{-5}$
500	0,011	$2,7 \cdot 10^{-5}$
400	0,0028	$6,7 \cdot 10^{-6}$
300	0,0012	$2,9 \cdot 10^{-6}$

1. Eichenauer W. u. a. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 682—684.
2. Eichenauer W., Pebler A. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 373—378.
3. Rice J., Chizinsky G. Technical Report on Contract № 494 (04), August, 1956, p. 10.
4. Siegel B. J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 1535—1537.
5. Nickerson R. F., U. S. At. Energy Comm. UCRL—8089, 1957, p. 93.

## Al—Hf. Алюминий—гафний

Богатая Al часть диаграммы состояния Al—Hf, построенная в работе [1], представлена на рис. 19. Температуру ликвидуса определяли с помощью химического анализа равновесной жидкой фазы; кривая ограниченной растворимости Hf в Al в твердом состоянии построена по результатам измерения электропроводности. Сплавы готовили из спектрально чистого Hf и Al чистотой более 99,99%. Эвтектическую температуру (662,2°С) определили сравнением температуры плавления сплава Al с 1,7% (ат.) [10% (по массе)] Hf с температурой плавления Al. Наиболее богато Al интерметаллическое соединение HfAl<sub>3</sub>; отсутствие включений другой фазы в сердцевине кристаллов HfAl<sub>3</sub> считается в работе [1] признаком, указывающим на конгруэнтное плавление этого соединения.

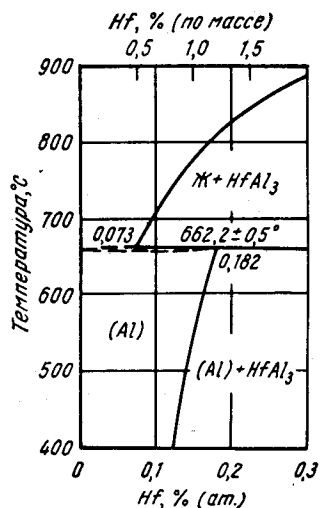


Рис. 19. Al—Hf

Отмечается [2], что Hf растворяет «значительные» количества Al, при этом уменьшаются размеры элементарной ячейки Hf. По данным ряда работ, в системе Al—Hf существуют следующие соединения: HfAl<sub>3</sub> [1—6], HfAl<sub>2</sub> [2, 3, 5—8], Hf<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> [5, 6, 9], Hf<sub>3</sub>Al<sub>4</sub> [10, 11], HfAl [10, 11], Hf<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> [2, 5], Hf<sub>3</sub>Al<sub>2</sub> [5, 12], Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> [8, 12] и Hf<sub>2</sub>Al [13]. Данные различных исследователей не согласуются относительно того, какие фазы находятся в равновесии друг с другом, по-видимому, из-за различных режимов термической обработки сплавов, а также фаз, существующих в ограниченных интервалах температур. Для выяснения этих вопросов необходимо всестороннее исследование диаграммы состояния.

Кристаллическая структура. Соединение HfAl<sub>3</sub> существует в двух кристаллических модификациях (типа TiAl<sub>3</sub> и типа ZnAl<sub>3</sub> [2, 5]), которые имеют тетрагональную решетку. В работе [5] указывается, что модификация типа TiAl<sub>3</sub> лежит на богатой Al стороне области около стехиометрического состава и существует только при высоких температурах (700 и 950°С). Более детальное исследование [2] показывает, что обе модификации типа TiAl<sub>3</sub> и ZnAl<sub>3</sub> сосуществуют при высоких температурах и что модификация типа ZrAl<sub>3</sub> богата Al. Периоды решеток модификации HfAl<sub>3</sub> типа TiAl<sub>3</sub> равны:  $a = 3,92_5 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,88_5 \text{ \AA}$  [2] или  $a = 3,89_3 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,92_5 \text{ \AA}$  [5]. Периоды решетки модификации HfAl<sub>3</sub> типа ZnAl<sub>3</sub> приведены в работах [1—6] и находятся в пределах от  $a = 4,010 \text{ \AA}$ ,  $c = 17,310 \text{ \AA}$  [6] до  $a = 3,98_2 \text{ \AA}$ ,  $c = 17,13_9 \text{ \AA}$  [5].

Соединение HfAl<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку типа MgZn<sub>2</sub>. Периоды решетки этого соединения приведены в работах [2—3, 5, 8] и изменяются в пределах от  $a = 5,28_8 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,73_9 \text{ \AA}$  [6] до  $a = 5,23_0 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,65_1 \text{ \AA}$  [5]. Большинство других значений периодов решетки находится в пределах, указанных в работе [5].

Соединение Hf<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> имеет ромбическую решетку типа Zr<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> [5, 9]. В работе [9] проведен анализ структуры этого соединения на монокристаллах; установлена пространственная группа  $Fdd_2$  (№ 43); в элементарной ячейке содержится 8 формульных единиц. Периоды решетки соединения Zr<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> равны:  $a = 9,52_2 \text{ \AA}$ ,  $b = 13,76_3 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,52_2 \text{ \AA}$  [9] или  $a = 5,50_1 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,47_4 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,73_7 \text{ \AA}$  [5].

Сообщается о существовании соединения Hf<sub>3</sub>Al<sub>4</sub>, которое имеет «сравнительно простую рентгенограмму», но значения периодов решетки не приводятся [2]. В работах [10, 11] показано, что соединение Hf Al имеет базентрированную ромбическую решетку;  $a = 10,83 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,25_5$ ,  $c = 4,28_0 \text{ \AA}$  [10];  $a = 3,25_3 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,83_1 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,28_3 \text{ \AA}$  [11]. В работе [11] по результатам детального ана-

лиза структуры монокристаллов установлено, что элементарная ячейка этого соединения относится к пространственной группе  $Cmct$  (№ 63) типа CгВ. В элементарной ячейке содержится 4 формульные единицы [10].

Соединение Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> имеет гексагональную решетку, аналогичную решетке Zr<sub>4</sub>Al<sub>3</sub> [2, 5]; периоды равны:  $a = 5,33 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,40_3 \text{ \AA}$  [2] или  $a = 5,34_3 \text{ \AA}$ ,  $c = 42_2 \text{ \AA}$  [5]. Согласно работе [2], эта структура вполне аналогична структуре Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, а также структуре σ-фаз; на элементарную ячейку приходится лишь одна формульная единица.

Соединение Hf<sub>2</sub>Al имеет тетрагональную решетку типа Zr<sub>3</sub>Al<sub>2</sub> [5, 12];  $a = 7,54_9 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,90_9 \text{ \AA}$  [5] или  $a = 7,53_5 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,90_6 \text{ \AA}$  [12].

Указывается [8] на «вероятное» существование при высоких температурах соединения Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>; попытки приготовить эту фазу в работе [12] оказались безуспешными. В работе [2] показано, что соединение Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>X образуется при загрязнении металлоидом X; структура такого соединения аналогична структуре подобной фазы в системе Al—Hf (Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>) и является гексагональной типа Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>;  $a = 8,05_2 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,69_0 \text{ \AA}$ . В работе [2] говорится, что соединения стехиометрического состава Hf<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> с тетрагональной структурой типа W<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> не существует.

Соединение Hf<sub>2</sub>Al имеет тетрагональную структуру типа CuAl<sub>2</sub> и узкую, но обнаруживаемую область гомогенности, о чем свидетельствует изменение периодов решетки;  $a = 6,77_5 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,37_2 \text{ \AA}$  [при 30% (ат.) Al] [13]. В работе [2] такого соединения не обнаружили.

1. Rath B. B. a. o. J. Inst. Metals, 1960—61, v. 89, p. 248—249.
2. Boller H., Monatsh. Chem., 1960, Bd 91, S. 1174—1184.
3. Dwight A. E., Newitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
4. Dwight A. E. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 75—76.
5. Schubert И. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 512.
6. Edshammer L. E., Andersson S. Acta Chem. Scand., 1960, v. 11, p. 223—224.
7. Dwight A. E. Trans. Amer. Soc. Metals, 1961, v. 53, p. 479—500.
8. Boller H. a. o. Monatsh. Chem., 1960, Bd 91, S. 736.
9. Edshammer L. E. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 2244.
10. Boller H. a. o. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 330—334.
11. Edshammer L. E. Acta Chem. Scand., 1961, v. 15, p. 403—406.
12. Edshammer L. E. Acta Chem. Scand., 1961, v. 14, p. 1220.
13. Nowotny H. a. o. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 1300—1303.

## Al—Ho. Алюминий—гольмий

Соединение Ho Al<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>; с периодом  $7,813 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1].

1. Wernick J. H., Geller S. Trans, AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

## Al—Iг. Алюминий—иридий

Установлено [1], что соединение AlIг имеет кубическую решетку (типа B2), с периодом  $2,98_3 \text{ \AA}$ . Рентгеновский анализ проведен на сплаве, закаленном из жидкого состояния.

1. Esslinger P., Schubert K. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 126—134.

**Al—La. Алюминий—лантан \***

Подтверждено [1] существование четырех интерметаллических соединений, о которых сообщалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 62):  $LaAl_4$ ,  $LaAl_2$ ,  $LaAl$  и  $La_3Al_2$ ; температура полиморфного превращения соединения  $LaAl_4$ , по данным дилатометрического анализа, равна  $810 \pm 10^\circ C$ . В противоположность этому в работе [2] сказано, что  $La_3Al$  — самое богатое La соединение в системе Al—La. В литературном обзоре [3] высказано предположение, что идентифицированная ранее фаза  $La_3Al_2$  на самом деле  $La_3Al$ ; предложена диаграмма состояния, в которой  $La_3Al$  плавится конгруэнтно (как в системе Al—Ce аналогичное соединение  $Ce_3Al$ ), а  $LaAl$  и  $La_3Al$  образуют эвтектику при температуре  $\sim 700^\circ C$ . Богатая La часть диаграммы системы Al—La нуждается в дальнейшем исследовании для выяснения всех неопределенностей. Металлографическое исследование нескольких литых сплавов показывает, что растворимость La в Al в твердом состоянии равна  $\sim 0,049\%$  (ат.) [1].

Вновь исследованы с большей точностью или заново установлены кристаллические структуры четырех соединений. Подтверждено, что соединение  $LaAl_4$  имеет о. ц. тетрагональную структуру типа  $BaAl_4$  с периодами решетки:  $a = 4,405 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,140 \text{ \AA}$  [2]. Соединение  $LaAl_2$  имеет г. ц. к. структуру типа  $MgCu_2$  с периодом  $8,149 \text{ \AA}$  [2] или  $8,145 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [4]. В работе [4] на основе данных об изменении периодов решетки соединения  $LaAl_2$  (см. также М. Хансен и К. Андерко, т. I, [4, 7, 8]) предлагаются пределы области гомогенности этого соединения. Соединение  $LaAl$  имеет кубическую решетку типа  $CsCl$  с периодом  $3,79 \text{ \AA}$  [5]. Соединение  $La_3Al$  имеет кубическую решетку типа  $AuCu_3$  с периодом  $5,093 \text{ \AA}$  [2].

1. Gaume Mahn F., Cohen M. J. Rech. Centre Natl. Sci. Lab. Bullevue, (Paris), 1957, v. 38, p. 64—71.
2. J a n d e l l i A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. I, № 9, paper 3F, 11 p.
3. Г ш н е й д н е р К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965, с. 107.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
5. Grinthal R. D. WADC Tech. Rept. 53—190, pt VI, May, 1958.

**Al—Li. Алюминий—литий \***

Повторно [1] определена растворимость Li в Al в твердом состоянии методом микроскопического анализа сплавов, приготовленных из металлов высокой чистоты. Отжиг сплавов при температурах в интервале от  $100$  до  $575^\circ C$  с шагом в  $25 \text{ град}$  показывает, что растворимость Li в Al имеет меньшие значения, чем сообщалось ранее; максимальная растворимость (экстраполированное значение) при эвтектической температуре ( $\sim 600^\circ C$ ) составляет  $4,6\%$  (ат.) [ $4,2\%$  (по массе)] Li. Растворимость равна  $10,1$ ;  $6,4$ ;  $3,9$  и  $1,8\%$  (ат.) при соответственно  $500$ ,  $400$ ,  $300$  и  $200^\circ C$ . В литом сплаве, содержащем  $4,2\%$  (по массе) Li, наблюдали эвтектику по границам зерен, что подтверждает результаты исследования отожженных сплавов.

Согласно работе [2], растворимость Li в Al при температуре  $550^\circ C$  составляет  $13,9\%$  (ат.) [ $4\%$  (по массе)].

1. Jones W. R. D., Das P. P. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 338—340.
2. З а м о т о р и н М. И. Труды ЛПИ, 1955, № 180, с. 5.

**Al—Lu. Алюминий—лютеций \***

В работе [1] идентифицирована промежуточная фаза  $LuAl_2$ , эта фаза имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $= 7,742 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. H a s z k o S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.

**Al—Mg. Алюминий—магний \***

Диаграмма состояния Al—Mg, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 64), остается без изменений. В работе [1] определена зависимость растворимости Mg в Al в твердом состоянии от давления; при давлении  $4,4$ ;  $6,6$ ;  $9,0$ ;  $18$ ;  $70$  и  $106 \text{ кг/мм}^2$  растворимость составляет соответственно  $9,5$ ;  $9,0$ ;  $8,5$ ;  $8,4$ ;  $7,3$  и  $6,8\%$  (ат.) Mg.

Точные значения периода решетки твердого раствора на основе Al приводятся в работе [2], а твердого раствора на основе Mg — в работе [3].

1. Захарова М. И., Ильина В. А. ЖФХ, 1950, т. 24, с. 714—717.
2. Hill R. B., A x o n H. V. J. Inst. Metals, 1954—55, v. 83, p. 354—356.
3. Hardie D. Parkins R. N. Phil. Mag., 1959, v. 4, p. 815—825.

**Al—Mn. Алюминий—марганец \***

Растворимость Mn в Al в твердом состоянии, установленная в работе [1] с помощью измерения периода решетки, согласуется с данными предыдущей опубликованной работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [9]); кривая ограниченной растворимости Mn в Al в твердом состоянии приведена на рис. 20 (в верхней левой части). Метастабильные пересыщенные твердые растворы на основе Al можно получить закалкой сплавов из жидкого состояния [1—3]. Согласно работе [1], неравновесное пересыщение твердого раствора может достигать  $1,8\%$  (ат.) Mn, а по данным работы [2] —  $1,5\%$  (ат.) Mn.

Диаграмма состояния Al—Mn в интервале концентраций  $10$ — $30\%$  (ат.) Mn построена главным образом в работе [4] по данным рентгеновского и микроскопического анализов и по измерениям плотности. Кроме соединений  $MnAl_6$  и  $MnAl_4$ , идентифицированы еще две фазы  $\mu$  (Al—Mn) и  $\Phi$  (Al—Mn) при содержании в сплавах  $20,5$  и  $22\%$  (ат.) Mn. Фаза  $MnAl_3$  имеет две кристаллические модификации. В образцах, отожженных при температурах ниже  $850^\circ C$ , ромбическая структура не исчезает [4]. По данным только кристаллографического анализа, проведенного в работе [5], для  $MnAl_3$  более вероятна формула  $Mn_4Al_{11}$ . Однако колебания данных химического анализа выделенных кристаллов этого соединения не позволяют провести такого различия.

Строение диаграммы состояния Al—Mn в интервале концентраций  $30$ — $100\%$  (ат.) Mn частично исследовано в работе [6] и много полнее в работе [7]. Эта часть диаграммы состояния взята из работы [7], сплавы для исследования в которой готовили на основе свободного от примесей (Fe) электролитического Mn и Al чистотой  $99,99\%$ . Для изучения фазовых равновесий использовали методы рентгеновский, измерения магнитной восприимчивости, микротвердости, дилатометрический, термический и микроскопический. В интервале концентраций  $32,5$ — $51\%$  (ат.) Mn фаза  $MnAl$  имеет широкую область гомогенности и претерпевает полиморфное превращение. В работах [6, 7] подтверждено, что  $\epsilon$ -фаза (Al—Mn) претерпевает эвтектидный распад при  $870^\circ C$ .  $\epsilon$ -фаза (Al—Mn) в процессе быстрого охлаждения превращается в метастабильную фазу с ферромагнитными свойствами. Метастабильная фаза исчезает в процессе отжига при температуре  $700^\circ C$  в течение  $30 \text{ мин}$  [6].

Структура промежуточных фаз системы Al—Mn и периоды их кристаллических решеток обобщены в табл. 3.



ТАБЛИЦА 3. КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ И ПЕРИОДЫ РЕШЕТОК ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Al—Mn

Фаза	Структура	Периоды решетки, А	Литературный источник
MnAl <sub>6</sub>	Ромбическая	$a = 6,50; b = 7,55;$ $c = 8,87$	[4]
MnAl <sub>4</sub>	Гексагональная	$a = 28,4; c = 12,4$	[4]
μ (Al—Mn)	→	$a = 19,95; c = 24,52$	[4]
Φ (Al—Mn)	→	$a = 7,54; c = 7,90$	[4]
Φ (Al—Mn)	Гексагональная, аналогичная β-AlMnSi	$a = 7,543 \pm 0,001;$ $c = 7,898 \pm 0,001$	[5]
MnAl <sub>3</sub> (высокотемпературная)	Ромбическая	$a = 12,59; b = 14,79;$ $c = 12,42$	[4, 8]
MnAl <sub>3</sub> (низкотемпературная)	Триклинная	$a = 5,1; b = 17,1; c = 5,0;$ $\alpha = 93^\circ; \beta = 100^\circ; \gamma = 89^\circ$	[4]
		$a = 5,092; b = 8,862;$ $c = 5,047; \alpha = 85^\circ 19';$ $\beta = 100^\circ 24'; \gamma = 105^\circ 20'$	[5]
MnAl	Искаженная решетка типа $\gamma$ -лагун	—	[7]
MnAl	Тетрагональная	$a = 2,77; c = 3,57$	[9]
ε (Al—Mn)	Гексагональная	$a = 2,697; c = 4,346$	[7]
ε (Al—Mn)	Гексагональная компактная	$a = 2,69; c = 4,38$	[6]
Метаустойчивая фаза (образуется при закалке)	Тетрагональная типа CuAu	$a = 3,94; c = 3,58$ $a = 3,894; c = 3,562$	[6] [7]

1. Obinata J. a. o. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1953, v. 17, p. 497—501.
2. Фридляндер И. Н. и др. ЖФХ, 1956, т. 30, с. 1623—1625.
3. Kusumoto K., Ohta M. J. Inst. Polytech. Osaka City Univ., 1954, v. 5, p. 57, Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1954, v. 18, p. 466—470.
4. Taylor M. A. Acta Met., 1960, v. 8, p. 256—262.
5. Bland J. A. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 236—244.
6. Kono H. J. Phys. Soc. Japan, 1958, v. 13, p. 1444—1451.
7. Köster W., Wachtel E. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 271—280.
8. Taylor M. A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 84.
9. Koch A. J. J. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 75S—77S

1,4490  
0,5510

### Al—Mo. Алюминий—молибден \*

На основе новых и ранее опубликованных данных о строении Al и Mo углов в работе [1] построили почти полную диаграмму состояния системы Al—Mo (рис. 21). Установлено существование пяти соединений: Al<sub>12</sub>Mo, Al<sub>8</sub>Mo, Al<sub>3</sub>Mo, Al<sub>2</sub>Mo и AlMo<sub>3</sub>. Все соединения, кроме Al<sub>2</sub>Mo, образуются по перитектическим реакциям; хотя температура конгруэнтного плавления соединения Al<sub>2</sub>Mo не установлена, существование эвтектики, содержащей 50% (ат.) [78% (по массе)] Mo, делает такое плавление весьма вероятным. Кроме того, сообщается [2], что обнаружены соединения Al<sub>7</sub>Mo и перитектическая реакция Al<sub>7</sub>Mo + Ж → Al<sub>12</sub>Mo, протекающая при температуре 706 ± 3°С; в работе [3] сообщается о соединении Al<sub>4</sub>Mo.

Установлено [4], что растворимость Mo в Al в твердом состоянии, определенная методом микротвердости, составляет:

Температура, °С . . . . .	660	640	550	500	450	400
Растворимость % (ат.)						
[% (по массе)] . . . . .	0,07 [0,25]	0,06 [0,22]	0,05 [0,19]	0,045 [0,16]	0,04 [0,14]	0,02 [0,10]

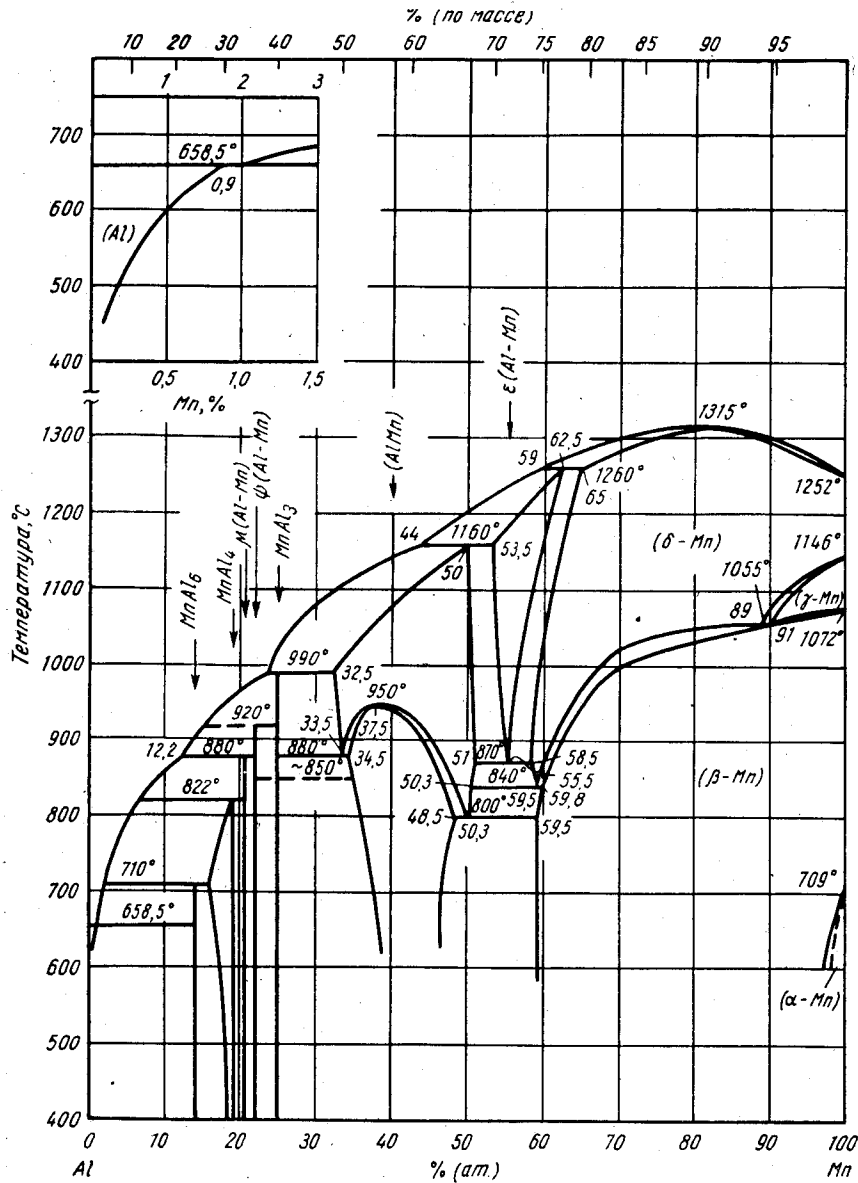


Рис. 20. Al—Mn

Соединение  $Al_{12}Mo$  имеет о. ц. к. решетку типа  $Al_{12}W$  с периодом 7,573 [1] или  $7,575 \pm 0,005$  А [2].  $Al_7Mo$  имеет моноклинную решетку;  $a = 5,12$  А,  $b = 13,0$  А,  $c = 13,5$  А,  $\beta = 95^\circ$  [2]. Соединение  $Al_5Mo$  имеет ромбоэдрическую решетку типа  $Al_5W$ ;  $a = 4,937$  А,  $c = 13,07_2$  А ( $a$  и  $c$  для гексагональной решетки); соединение  $Al_4Mo$  имеет моноклинную решетку типа  $Al_4W$ ;  $a = 5,038$  А,

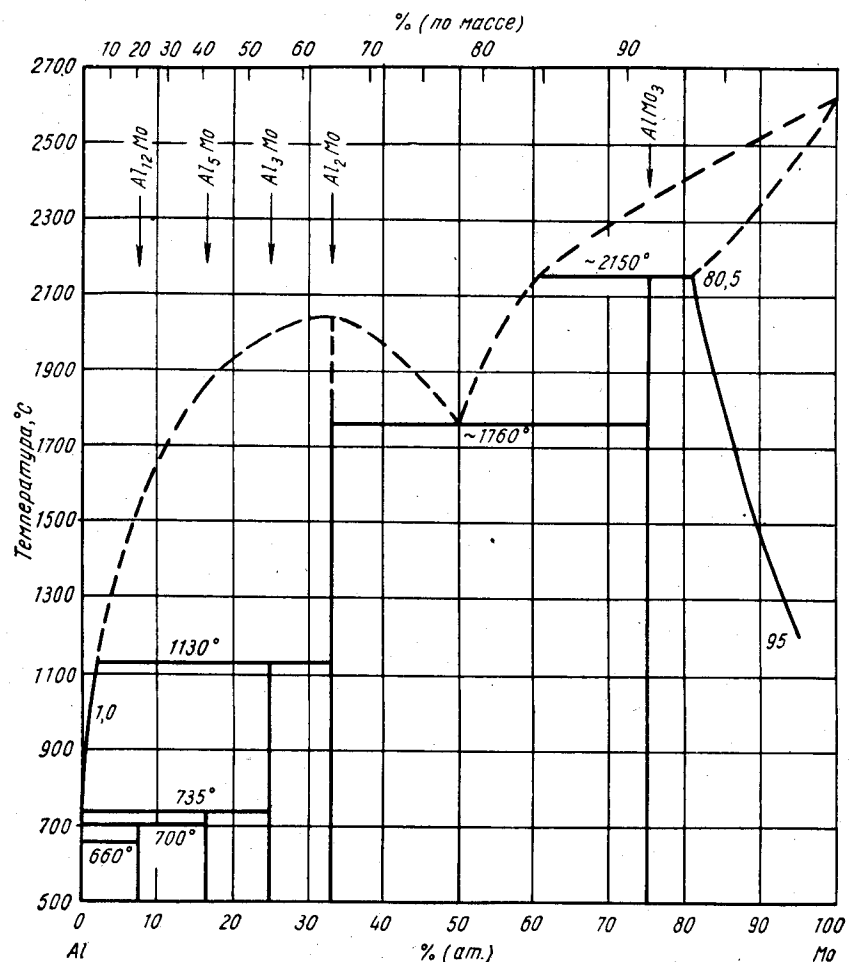


Рис. 21. Al—Mo

$b = 17,737$  А,  $c = 5,026$  А,  $\beta = 100,83^\circ$  [3]. Соединение  $Al_2Mo$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 6,297$  А,  $c = 10,000$  А [1]. Более детальный анализ структуры отсутствует. Рентгенограмма соединения  $Al_2Mo$  «очень сложная» [1]. Соединение  $AlMo_2$  имеет кубическую решетку типа  $\beta$ -W с периодом 4,950 А [5].

1. Spärner F. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 588—591.
2. Clare J. W. H. J. Inst. Metals, 1960—61, v. 89, p. 232—234.
3. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 303.

4. Вигдорович В. Н. и др. Изв. вузов, Цветная металлургия, 1960, т. 3, вып. 2, с. 143—146.
5. Wood E. A. a. o. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 604—606.

0,2847  
1,7153

### Al—N. Алюминий—азот \*

В литературе сообщалось о новых определениях размеров гексагональной элементарной ячейки нитрида AlN; полученные данные можно свести к следующим:  $a = 3,10 \pm 0,01$  А,  $c = 4,965 \pm 0,01$  А [1];  $a = 3,111$  А,  $c = 4,978$  А [2];  $a = 3,111$  А,  $c = 4,980$  А [3]. Соединение AlN, по данным работы [4], возгоняется при температуре  $2450^\circ$  С, но при этом не плавится. Отсутствие точки плавления и сильная склонность к сублимации при температуре  $2450^\circ$  С подтверждены в работе [3]. Согласно работе [5], при взаимодействии  $AlH_3$  с  $NH_3$  в растворе простого эфира можно получить в виде твердой фазы очень неустойчивое соединение AlN<sub>9</sub>.

1. Kohn J. A. a. o. Amer. Mineralogist, 1956, v. 41, p. 355—359.
2. Jeffrey G. A. a. o. J. Chem. Phys., 1956, v. 25, p. 1024—1031.
3. Taylor K. M., Lenie C. J. Electrochem. Soc., 1960, v. 107, p. 308—314.
4. Van Renner T. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1959, Bd 298, S. 22.
5. Wiberg E., Michaud H. Z. Naturforschung, 1954, Bd 9b, S. 495—496.

1,4630  
0,5370

### Al—Nb. Алюминий—ниобий \*

Фазовые равновесия в системе Al—Nb исследованы в интервале концентраций 20—100% (ат.) Nb [1] и 0—100% (ат.)

Nb [2] с помощью микроскопического, рентгеновского и термического анализов сплавов, приготовленных из Nb и Al чистотой 99,3 и 99,99% [1] и 99 и 99,99% [2] соответственно. Диаграммы состояния, построенные в работах [1, 2], согласуются между собой в том, что в системе Al—Nb имеются три промежуточные фазы, что  $Nb_3Al$  плавится с разложением (по реакции, обратной перитектической) и что между  $Nb_2Al$  и  $NbAl_3$  существует эвтектика. Основная разница между диаграммами состояния заключается в том, что  $Nb_3Al$  плавится конгруэнтно [1] или по реакции, обратной перитектической [2]. В работе [2] указывается, что в богатой Al части диаграммы состояния образуется эвтектика, по данным работ [3—5] — перитектика; в работах [3, 4] растворимость Nb в Al определяли методом микротвердости (см. кривую ограниченной растворимости на вспомогательном рисунке в верхней части рис. 22), тогда как в работе [5] использовали методы термического и химического анализов, согласно которым перитектическое превращение происходит при температуре  $663^\circ$  С, а жидкость состава перитектической точки содержит 0,09% (ат.) [0,3% (по массе)] Nb. Диаграмма состояния на рис. 22 построена в основном по данным работы [1]; кривая солидуса сплавов, богатых Nb, и температура перитектической горизонтали, при которой образуется соединение  $Nb_3Al$ , взяты из работы [2]; сама перитектическая горизонталь дается по данным работы [5]. В работе [1] указаны пределы области твердых растворов на основе соединения  $NbAl_3$ , которые в работе [2] не приводятся. По данным работы [6], граница области твердых растворов на основе соединения  $Nb_3Al$  со стороны Nb при температуре  $1250^\circ$  С проходит при 29,5% (ат.) [41% (по массе)] Al.

Соединение  $Nb_3Al$  имеет кубическую решетку типа  $\beta$ -W с периодом  $5,187 \pm 0,002$  [7, 8] или  $5,184$  А [9].  $Nb_3Al$  имеет тетрагональную решетку типа FeCr ( $\sigma$ -фаза) [10] с периодами:  $a = 9,943$  А,  $c = 5,190$  А [4];  $a = 9,939$  А,  $c = 5,167$  А [9] или  $a = 9,957 \pm 0,002$  А,  $c = 5,167 \pm 0,001$  А [11].

Соединение  $NbAl_3$ , известное уже в течение многих лет, имеет о. ц. тетрагональную решетку типа  $TiAl_3$ ;  $a = 5,42$  А,  $c = 8,57$  А [2]. В диффузионных слоях

обнаружены [12] две промежуточные фазы, обе обозначенные  $NbAl_3$ ; одна из этих фаз имеет тетрагональную ( $a = 3,854 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,731 \text{ \AA}$ ), а другая — кубическую решетку ( $a = 3,752 \text{ \AA}$ ) (периоды тетрагональной решетки можно сделать приблизительно соответствующими периодам решетки типа  $TiAl_3$  умножением на величину  $\sqrt{2}$ ).

1. Недумов Н. А., Рабезова В. И. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1961, вып. 4, с. 68—70.
2. Барон В. В., Савицкий Е. М. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 182—185.
3. Глазов В. М. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1620—1624.
4. Глазов В. М. и др. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv, 1959, № 10, с. 48—50.
5. Wilhelm H. A., Ellis T. G. U. S. At. Energy Comm. IS—193, 1960, p. 41—43.
6. Gupta K. D. Trans. AIME, 1961, v. 227, p. 1047—1049.
7. Wood E. A. a. o. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 604—606.
8. McKinsey C. R., Foulring G. M. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 701—702.
9. Гладышевский Е. И. Ж. структурн. химии, 1961, т. 2, с. 158—161.
10. Brown P. J., Forsyth J. B. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 362—364.
11. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 267—268.
12. Аржаный П. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1961, вып. 2, с. 119—121.

1,2719  
0,7281

#### Al—Nd. Алюминий—неодим \*

По данным исследования 15 сплавов [1], содержащих до 43% (ат.) Nd построена частичная диаграмма состояния Al—Nd (рис. 23). Фазовые равновесия изучали методами термического и микроскопического анализов. Кривая ликвидуса в интервале концентраций 3,5—35% (ат.) Nd построена не более чем по 5 точкам. Помимо ранее установленной фазы  $NdAl$ , в системе Al—Nd существуют еще два соединения —  $NdAl_2$  и  $NdAl_4$ . Соединение  $NdAl_2$  плавится конгруэнтно при  $1450^\circ \text{C}$ , а соединение  $NdAl_4$  кристаллизуется по перитектической реакции при  $1250^\circ \text{C}$ . Методом термического анализа в соединении  $NdAl_4$  обнаружено аллотропическое превращение при  $810^\circ \text{C}$ . В сплавах, более богатых Nd, чем соединение  $NdAl_2$ , отмечена остановка при температуре  $935^\circ \text{C}$ , но ее природа не установлена. Между твердым раствором на основе Al и соединением  $NdAl_4$  образуется эвтектика, содержащая 3,5% (ат.) Nd и плавящаяся при температуре  $640 \pm 5^\circ \text{C}$ . Максимальная растворимость Nd в Al в твердом состоянии меньше 0,04% (ат.)

Литературные данные хорошо согласуются относительно структуры соединений  $NdAl_4$  и  $NdAl_2$ . Соединение  $NdAl_4$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, аналогичную решетке  $BaAl_4$ ;  $a = 4,338 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,996 \text{ \AA}$  [2];  $a = 4,33 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,03 \text{ \AA}$  [3]. Соединение  $NdAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,999 \text{ \AA}$  [2],  $8,000 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [3] или  $8,000 \text{ \AA}$  [4]. Период кубической решетки соединения  $NdAl$  типа CsCl равен  $3,867 \text{ \AA}$  [2].

1. Савицкий Е. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1960, вып. 3, с. 73—78; Савицкий Е. М. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv, 1961, вып. 9, с. 19—33.
2. Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, paper 3F, 11 p.
3. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 118.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

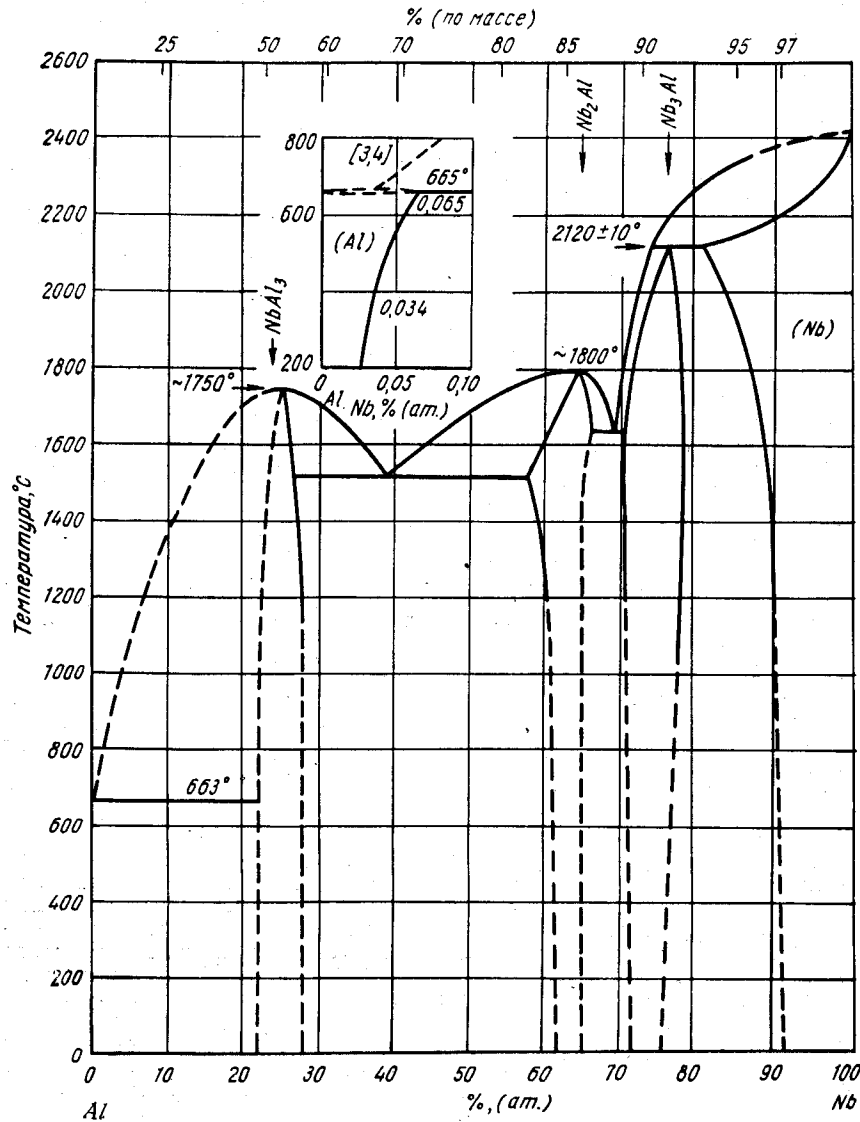


Рис. 22. Al—Nb

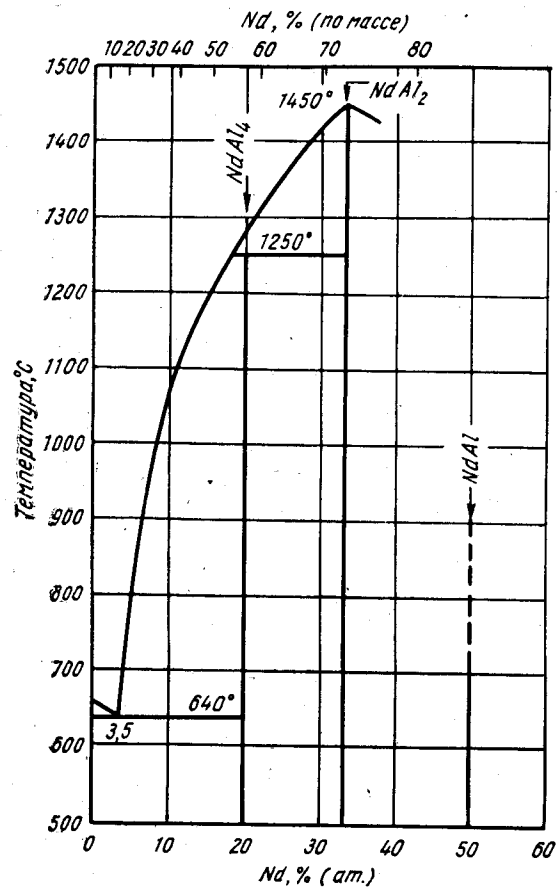


Рис. 23. Al—Nd

### Al—Ni. Алюминий—никель \*

Периоды решетки ограниченного твердого раствора на основе Ni определены в работе [1]. При изучении влияния добавок третьего компонента на соединения  $Ni_3Al$  в работе [2] показано, что соединение  $Ni_3Al$  не упорядочивается при повышенных температурах. При температуре  $1150^\circ C$  соединение  $Ni_3Al$  устойчиво в интервале концентраций 72—78,5% (ат.) Ni; при стехиометрическом соотношении компонентов период кубической решетки соединения  $Ni_3Al$  (тип  $Cu_3Au$ ) равен  $3,5700 \text{ \AA}$  [2].

1. Корнилов И. И., Снетков А. Я. Изв. АН СССР, ОТН, вып. 7 с. 84—88.
2. Guard R. W., Westbrook J. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 871—872.

### Al—O. Алюминий—кислород \*

0,2269  
1,7731

В литературе сообщается о существовании субокислов Al. С помощью рентгеновского анализа были исследованы смеси Al и  $Al_2O_3$  при высоких температурах [1]. Обнаружены два новых структурных типа. Смесь, состоящая из четырех частей Al и одной части  $Al_2O_3$ , выше  $1100^\circ C$  имела признаки кубической структуры с периодом решетки  $4,98 \text{ \AA}$ . Смесь, состоящая из одной части Al и одной части  $Al_2O_3$ , имела ту же структуру (хотя и выраженную слабее) при  $1100^\circ C$ , но при температуре  $1500^\circ C$  появлялась еще другая система линий, соответствующая кубической структуре ( $a = 5,67 \text{ \AA}$ ). При температуре  $1700^\circ C$  первая фаза с кубической решеткой исчезала. В работе [1] эти фазы обозначены как  $Al_2O$  и  $AlO$ , хотя в основе обозначений лежат, по-видимому, соображения, высказанные в более ранних работах [2].

Имеются доказательства того, что  $Al_2O$  существует в газообразной фазе [3]. Объяснение понижения температуры плавления смесей Al— $Al_2O_3$ , изученных в работах [3, 4], сомнительно, поскольку существует свободный Al. В работе [5] говорится, что при взаимодействии  $\gamma-Al_2O_3$  и C в интервале температур  $1500—1800^\circ C$  образуется шпинель  $AlO \cdot Al_2O_3$ . Состав этой шпинели меняется с изменением температуры реакции. Отмечается, что субокисел Al образуется при восстановлении  $Al_2O_3$ , смешанной с  $SiO_2$  и C, при температурах выше  $1800^\circ C$  и низком давлении [6]. Крупные кристаллы той же фазы были получены при нагреве прессованной смеси Al и  $Al_2O_3$  выше  $1800^\circ C$  и пониженном давлении в атмосфере, содержащей главным образом CO. Образовавшиеся кристаллы имеют гексагональную решетку;  $a = 3,10 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,99 \pm 0,01 \text{ \AA}$ . Идентифицировать структуру этих кристаллов как  $Al_2O$  не пытались.

Исчерпывающий литературный обзор различных форм  $Al_2O_3$  приведен в работе [7], автор которой пришла к выводу, что образование полиморфных модификаций и ход термических превращений зависят главным образом от исходного материала и его термической обработки.

Температура плавления  $Al_2O_3$ , по данным работы [8], составляет  $2043 \pm 10^\circ C$ , что согласуется с принятой точкой плавления, равной  $2044^\circ C$  [9].

1. Hoch M., Johnston H. L. J. Amer. Chem. Soc., 1954, v. 76, p. 2560—2561.
2. Brewer L., Searcy A. W. J. Amer. Chem. Soc., 1951, v. 73, p. 5308.
3. Cochran C. N. J. Amer. Chem. Soc., 1955, v. 77, p. 2190—2191.
4. Vaur E., Brunner R. Z. Electrochem., 1934, Bd 40, S. 154—158.
5. Филоненко Н. Е. и др. ДАН СССР, 1957, т. 115, с. 583—585.
6. Белецкий М. С., Рапопорт М. Б. ДАН СССР, 1951, т. 80, с. 751—754.
7. Калинина А. М. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1260—1269.
8. McNally R. N. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1961, v. 44, p. 491—493.
9. Congruccini R. J. J. Res. Natl. Bur. Std., 1949, v. 43, p. 133—136.

### Al—Os. Алюминий—осмий

Г,1517  
0,8483

Идентифицировано соединение  $AlOs$ , имеющее кубическую решетку типа CsCl с периодом  $3,005 \text{ \AA}$  [1]. Рентгеновскому анализу был подвергнут сплав закаленный из жидкого состояния. Подтверждены значения периода решетки и структурный тип соединения  $AlOs$  [2]. В работе [3] сообщается о существовании, помимо  $AlOs$ , соединения  $Al_3Os$ , однако его рентгенограмма не расшифрована, а также не приводится доказательств, что сплав этого состава действительно однофазен.

1. Esslinger P., Schubert K. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 126—134.
2. Obrowski W. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 14.
3. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.

**Al—P. Алюминий—фосфор \***

По данным повторного определения периода элементарной ячейки соединения AlP (кубическая решетка типа ZnS),  $a = 5,451 \pm 0,004$  А [1].

1. Addamiano A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 505, J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 1557—1540.

**Al—Pd. Алюминий—палладий \***

В настоящее время установлена структура ранее обнаруженных соединений PdAl и Pd<sub>2</sub>Al. Соединение PdAl имеет базоцентрированную моноклинную решетку [1];  $a = 9,70$  А,  $b = 15,17$  А,  $c = 5,25$  А,  $\beta = 78,90^\circ$ . Соединение Pd<sub>2</sub>Al имеет ромбическую структуру типа C 37 [2], однотипную со структурой Co<sub>2</sub>Si;  $a = 7,776$  А,  $b = 5,410$  А,  $c = 4,057$  А.

В работах [3, 4] обсуждается структура новой промежуточной фазы Pd<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>, хотя не говорится о том, как она образуется или о ее равновесии с твердым раствором на основе Pd<sub>2</sub>Al, в интервале концентраций которого она существует (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 71). Соединение Pd<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> имеет ромбическую структуру, однотипную со структурой Rh<sub>5</sub>Ge<sub>3</sub>;  $a = 10,41$  А,  $b = 5,35$  А,  $c = 4,03$  А.

В работе [5] приводятся неопубликованные данные о температуре плавления эвтектики Pd—Pd<sub>2</sub>Al, которая равна 1023° С.

1. Esslinger P., Schubert K. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 126—134.
2. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.
3. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 360—361.
4. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 534—540.
5. Wise E. M. Rev. Met. (Paris), 1955, v. 52, p. 265—266.

**Al—Pr. Алюминий—празеодим \***

В работе [1] показано, что формула, которая описывает стехиометрический состав промежуточной фазы Pr<sub>3</sub>Al<sub>2</sub> (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [2]), неверна. Согласно работе [1], правильная формула этого соединения Pr<sub>3</sub>Al; соединение имеет кубическую решетку типа Cu<sub>3</sub>Au с периодом 5,007 А. Соединение PrAl<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub> с периодом 8,035 [1] или 8,025 А [2]. Соединение PrAl<sub>4</sub> имеет тетрагональную решетку типа BaAl<sub>4</sub>;  $a = 4,360$  А,  $c = 10,010$  А [1]. В работе [1] не смогли обнаружить признаки полиморфизма у соединения PrAl<sub>4</sub>.

1. Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11p.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

**Al—Pt. Алюминий—платина \***

В недавних работах исследованы фазовые равновесия в системе Al—Pt в интервале концентраций 50—100% (ат.) Pt. Обнаружены следующие соединения: PtAl [1, 2], Pt<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> [3] и Pt<sub>3</sub>Al [3]. Сообщается также о существовании другого соединения при содержании в сплавах 65—70% (ат.) Pt.

Между соединениями PtAl и Pt<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> образуется эвтектика, содержащая 53% (ат.) Pt [3]. Соединение Pt<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> плавится конгруэнтно при 1800—2000° С [3].

При температурах выше 1200° С в интервале концентраций 75—100% (ат.) Pt образуются непрерывные твердые растворы. Ниже 1000° С имеется двухфазная область твердого раствора на основе Pt и соединения Pt<sub>3</sub>Al. Растворимость компонентов в соединении Pt<sub>3</sub>Al и Al в Pt невелика [3].

Соединение PtAl имеет кубическую структуру, однотипную со структурой FeSi (типа B20);  $a = 4,865$  А [2]. Соединение Pt<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> имеет ромбическую решетку;  $a = 5,41$  А,  $b = 10,70$  А,  $c = 3,05$  А; на элементарную ячейку приходится 2 формульные единицы. Соединение Pt<sub>5</sub>Al<sub>3</sub> по структуре аналогично соединению Rh<sub>5</sub>Ge<sub>3</sub> [3].

Соединение Pt<sub>3</sub>Al имеет кубическую структуру, однотипную со структурой AuCu<sub>3</sub>;  $a = 3,876$  А [3]. При этом же стехиометрическом составе в работе [4] обнаружена искаженная тетрагональная структура,  $a = 3,83_2$  А,  $c = 3,89_4$  А. Такие искажения обычны в структурах этого типа и могут представлять собой метастабильное состояние.

1. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1956, Bd 43, S. 248—249.
2. Esslinger P., Schubert K. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 126—134.
3. Klemm W. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 490.
4. Stadelmaier H. H., Hardy W. K. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 391—396.

**Al—Pu. Алюминий—плутоний \***

Фазовые равновесия в системе Al—Pu изучены в работах американских [1—4], советских [5] и английских [6] исследователей, занятых проблемой использования атомной энергии. В работах [1—5] диаграмма состояния Al—Pu построена во всем интервале концентраций, в работе [6] — в интервале 80—100% (ат.) Pu и с некоторыми сведениями относительно интервала концентраций 33—80% (ат.) Pu.

Диаграммы состояния, построенные в работах [1, 5, 6], качественно согласуются друг с другом. Имеется согласие относительно числа и природы интерметаллических соединений и влияния добавок Al на температуры полиморфных превращений в Pu. Диаграмма состояния Al—Pu (рис. 24) взята из работ [1, 5]; ни экспериментальные методики, ни полученные данные в работах [1, 5, 6] не приводятся.

Небольшие расхождения имеются относительно следующих элементов диаграммы состояния (рис. 24): эвтектика, богатая Al, содержит 2% (ат.) Pu и плавится при 635° С [5]; 1,66% (ат.) [13% (по массе)] Pu и 642° С [7], 640° С [8]; соединение PuAl<sub>4</sub> образуется по перитектической реакции при 925° С [7]; соединение PuAl<sub>3</sub> образуется по перитектической реакции при 1270° С [5]; температура конгруэнтного плавления соединения PuAl<sub>4</sub> равна 1480° С [5];  $\delta$ -твердый раствор конгруэнтного Pu образуется по перитектической реакции при температурах 805° С [5], 720° С [6];  $\delta$ -твердый раствор на основе Pu образуется по перитектоидной реакции при 785° С [5], 670° С [6].

Диаграммы состояния, построенные в работах [1, 5, 14, 15], согласуются между собой в том, что соединения PuAl и Pu<sub>2</sub>Al образуются по перитектоидным реакциям; по данным [1, 14, 15] соединение PuAl образуется при более высокой температуре, тогда как по данным [5] при более высокой температуре образуется соединение Pu<sub>2</sub>Al. Соединение PuAl образуется при температуре: 575 [1, 15], 595 [14] и 530° С [5]; соединение Pu<sub>2</sub>Al — при 550 [1, 15], 560 [14] и 540° С [5].

Основные расхождения связаны с положением границ области твердого раствора на основе  $\delta$ -Pu; в работах [1, 6] показано, что твердый раствор на основе  $\delta$ -Pu устойчив при комнатной температуре, тогда как в работе [5] установлено эвтектоидное превращение  $\delta$ -Pu  $\rightarrow$   $\beta$ -Pu + Pu<sub>2</sub>Al (см. вспомогательный рисунок в правой верхней части рис. 24). Исследование [4] при высоких давлениях подтверждает выводы работ [1, 6]. По данным [4], растворимость Al в Pu в твердом состоянии при 24° С составляет 4,5% (ат.).

Из диаграммы состояния Al—Pu, построенной в работе [5], видна незначительная [ $<0,05\%$  (ат.) Al] растворимость Al в  $\beta$ -Pu в интервале температур 175—200° С. Область твердого раствора на основе  $\delta'$ -Pu в системе Al—Pu дается в соответствии с работой [6]. Дальнейшее исследование сплавов этой области

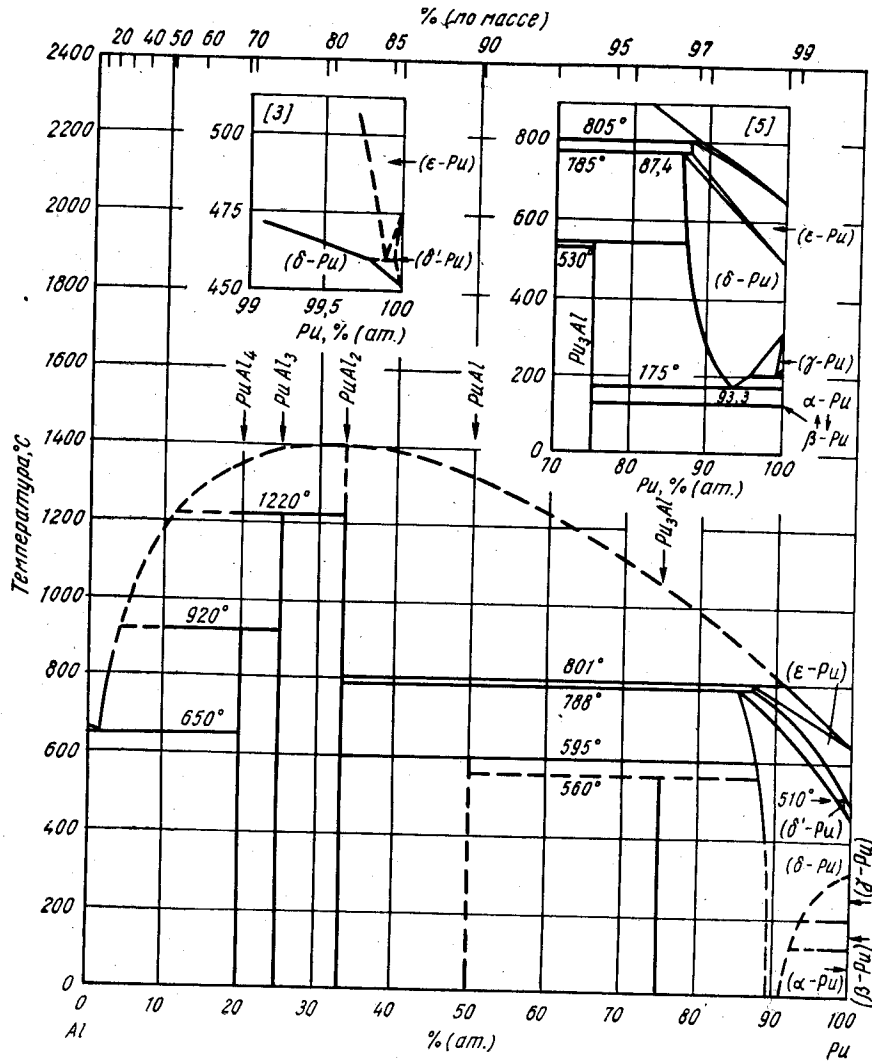


Рис. 24. Al—Pu

было проведено в работе [3] (см. вспомогательный рисунок в левой верхней части рис. 24). Предполагается [15], что на основе соединения PuAl образуется широкая область твердых растворов; однако ширина этой области не определена. В работе [6] установлена ретроградная растворимость Al в  $\delta$ -Pu, уменьшающаяся примерно с 90% (ат.) при 670° С (температура перитектоидной горизонтали) до 87% (ат.) при 0° С.

Растворимость Pu в Al в твердом состоянии, изученная в работе [2] методом автордиографии, составляет 0,03% (ат.) при температуре 600° С.

**Кристаллическая структура.** Соединение PuAl<sub>4</sub> имеет ромбическую структуру, аналогичную структуре UAl<sub>4</sub>;  $a = 4,42 \pm 0,02$  А,  $b = 6,26 \pm 0,02$  А,  $c = 13,66 \pm 0,03$  А [9, 10];  $a = 4,41$  А,  $b = 6,29$  А,  $c = 13,79$  А [11] или  $a = 4,387 \pm 0,002$  А,  $b = 6,262 \pm 0,002$  А,  $c = 13,714 \pm 0,04$  А [5].

Соединение PuAl<sub>3</sub> имеет гексагональную структуру, аналогичную структуре UAl<sub>2</sub> (кубическая решетка, но с другой упаковкой атомов;  $a = 6,08 \pm 0,01$  А,  $c = 14,40$  А; на элементарную ячейку приходится 6 формульных единиц PuAl<sub>3</sub> [9, 10];  $a = 6,10$  А,  $c = 14,47$  А [12] или  $a = 6,084 \pm 0,001$  А,  $c = 14,427 \pm 0,002$  А [5].

Соединение PuAl<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>, с периодом  $7,831 \pm 0,005$  [9, 10];  $7,838 \pm 0,001$  при избытке Pu  $7,848 \pm 0,001$  при избытке Al [11] или  $7,840 \pm 0,001$  при избытке Pu,  $7,836 \pm 0,001$  А при избытке Al [5].

Соединение PuAl имеет сложную кубическую решетку с периодом  $10,76 \pm 0,01$  А [5].

Соединение Pu<sub>3</sub>Al имеет тетрагональную решетку;  $a = 4,530$  А,  $c = 4,475$  [13];  $a = 4,499 \pm 0,002$  А,  $c = 4,538 \pm 0,002$  А [11] или  $a = 4,499 \pm 0,001$  А,  $c = 4,536 \pm 0,001$  А [5].

1. Coffinberry A. S. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, 2d. Geneva, 1958, v. 6, p. 681—685.
2. Hall A. E. Nucl. Sci. Eng., 1960, v. 8, p. 283—288.
3. Elliott R. O., Larson A. C. В книге «The Metal Plutonium» Coffinberry A. S., W. N. Miner eds. Univ. Chicago Press, Chicago, 1961, p. 271—272.
4. Elliott R. O., Gschneidner K. A. В книге «Extractive and Physical Metallurgy of Plutonium and Its Alloys, W. D. Wilkinson ed. «Interscience Publishers, Inc., New York, 1960.
5. Бочвар А. А. и др. Труды Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых, т. 3. Ядерное горючее и реакторные металлы. Атомиздат, 1959 г., с. 376.
6. Waldron M. B. a. o. Proc. U. N. Conf. Peaceful Uses At. Energy 2d., Geneva, 1958, v. 6, p. 162—169.
7. Abramson R. a. o. Там же, p. 174—183 (особенно 179).
8. Grison E. Comm. Energie At. (France), Rappt № 786, 1958, p. 1—16.
9. Runnalls O. J. C. Canad. Chem., 1956, v. 34, p. 133—145.
10. Runnalls O. J. C. At. Energy Canad. Ltd. Rept., 458, 1957, p. 17.
11. Неопубликованные данные Лос-Аламосской лаборатории; см. [5].
12. Larson A. C. a. o. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 443—446.
13. Неопубликованные данные Научно-исследовательского центра по атомной энергии (Харуэлл, Великобритания); см. [5].
14. Schnofeld F. W. В кн. «The Metal Plutonium», A. S. Coffinberry, W. N. Miner eds. Univ. Chicago Press, Chicago, 1961, p. 240—241.
15. Schnofeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.

1,1607  
0,8393

## Al—Re. Алюминий—рений

Полная диаграмма состояния Al—Re (рис. 25) построена в работе [1] по данным измерения температуры плавления и термического, микроскопического и рентгеновского анализов. Сплавы готовили на основе Re и Al чистотой соответственно 99,8 и 99,9%. Растворимость Re в Al в твердом состоянии при перитектической температуре ( $690 \pm 7^\circ$  С) составляет 0,26% (ат.) и уменьшается до 0,20% (ат.) при температуре 500° С. Растворимость Al в Re в твердом состоянии составляет не более 2,8% (ат.) при 1900° С и уменьшается при более низких температурах.

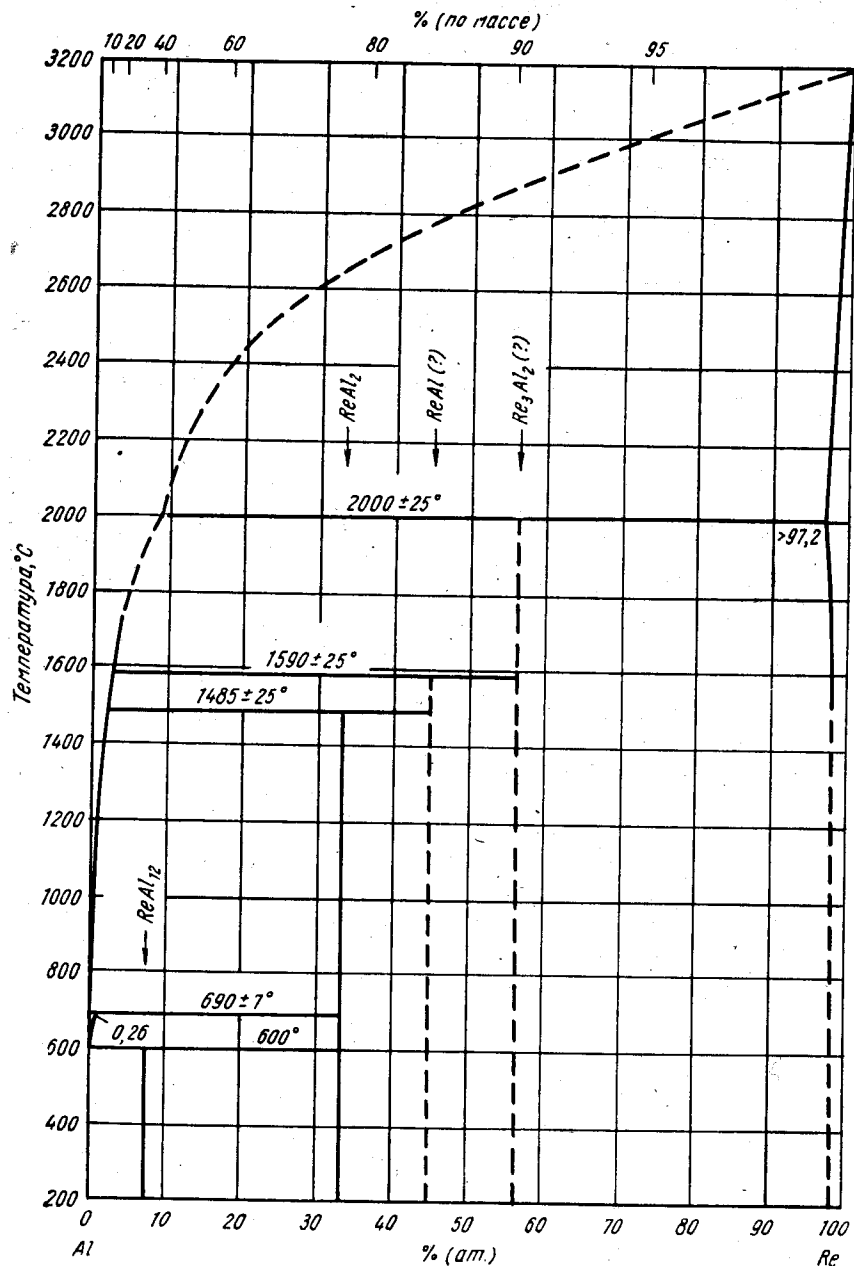


Рис. 25. Al—Re

В системе Al—Re установлены 4 промежуточные фазы. Соединение  $\text{ReAl}_{12}$  имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой  $\text{WAl}_{12}$ ;  $a = 7,528 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Рентгенограмма соединения  $\text{ReAl}_2$ , полученная с порошка, аналогична рентгенограмме  $\text{MoAl}_2$ , хотя структуру в обоих случаях не определяли. В интервале концентраций 40—50% (ат.) Re существует соединение, по-видимому,  $\text{ReAl}$ ; установлено [2], что оно имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 2,88 Å. Другое соединение существует около 60% (ат.) Re; согласно работе [1], это соединение имеет кубическую структуру типа  $\alpha\text{-Mn}$  с периодом 9,58 Å, и поэтому оно должно иметь формулу  $\text{Re}_3\text{Al}_2$ . По данным работы [3], при взаимодействии Re с  $\text{CaAl}_2$  образуется  $\text{ReAl}_3$ , но приводимые доказательства неубедительны.

1. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1952—1965.
2. Obrowski W. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 14.
3. Kohlmuller R., Somer F. Compt. Rend., 1961, v. 252, p. 1031—1033.

$\bar{1},4185$   
0,5815

### Al—Rh. Алюминий—родий

Сообщается [1], что соединение  $\text{RhAl}$  имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 2,99 Å. Выше 550° C фаза  $\text{Rh}_3\text{Al}$  не существует; при этой температуре  $\text{RhAl}$  находится в равновесии с твердым раствором на основе Rh [2].

В работе [3] показано, что эвтектика, богатая Al, содержит 0,29% (ат.) [1,09% (по массе)] Rh и плавится при температуре 657,5° C.

1. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.
2. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 534—540.
3. Willey L. A. Неопубликованные данные, см. Wright E. H., Willey L. A. Alcoa Res. Lab., Tech. Paper 15, 1960.

$\bar{1},4263$   
0,5737

### Al—Ru. Алюминий—рутений

Установлено [1], что промежуточная фаза  $\text{RuAl}$  имеет кубическую решетку типа CsCl,  $a = 3,03 \text{ \AA}$ .

1. Obrowski W. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 14.

$\bar{1},9250$   
0,0750

### Al—S. Алюминий—сера \*

В противоположность данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [8]), установлено [1], что твердый субсульфид  $\text{Al}_2\text{S}$  образуется при непосредственном взаимодействии паров S с Al при 1500° C. Этот субсульфид распадается на Al и  $\text{Al}_2\text{S}_3$  при температуре 960° C; выше 1600° C он заметно сублимирует.

1. Фирсанова Л. А. Цветные металлы, 1935, № 9, с. 1.

$\bar{1},3455$   
0,6545

### Al—Sb. Алюминий—сурьма \*

Недавние определения температуры ликвидуса термическим анализом сплавов, содержащих Al и Sb в отношении, близком к 1 : 1, показали, что максимум на кривой ликвидуса находится при 1080° C. Сплавы близкого химического состава имели следующие температуры ликвидуса:

Содержание Sb, % (ат.)	40	44	48	50	52	56	60
Температура, °C	1050	1062	1075	1080	1072	1052	1033

По данным прецизионного определения размеров кубической элементарной ячейки, ее период равен  $6,1355 \pm 0,0001 \text{ \AA}$  (решетка однотипна с решеткой ZnS). В работе [3] структуру AlSb ошибочно идентифицировали как кубическую типа алмаза,  $a = 6,1361 \text{ \AA}$ . В работе [4] предполагается существование полупроводникового соединения  $\text{Al}_2\text{Sb}$ , которое неустойчиво ниже  $230^\circ \text{C}$ . О незначительной растворимости Sb в Al в твердом состоянии свидетельствует небольшое (на  $0,01 \text{ \AA}$ ) увеличение периода решетки Al [5].

1. Глазов В. М., Петров Д. А. Изв. АН СССР, ОТН, 1958, вып. 4, с. 125—129.
2. Giesecke G., Pfister H. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 369—371.
3. Регель А. Р., Соминский М. С. ЖТФ, 1955, т. 25, с. 768—770.
4. Кот М. В., Сорокин Г. П. ЖТФ, 1958, т. 28, с. 1657—1661.
5. Пинес Б. Я., Чайковский Е. Ф. ФТТ, 1959, т. 1, с. 946—951.

1,7767  
0,2233

#### Al—Sc. Алюминий—скандий

Установлено, что промежуточная фаза  $\text{ScAl}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодом  $7,579 \text{ \AA}$  [1].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 156—158.

1,5336  
0,4664

#### Al—Se. Алюминий—селен \*

Субселенид  $\text{Al}_2\text{Se}$  был получен по реакции Al с Se под давлением при температуре  $1200^\circ \text{C}$ , при взаимодействии Al с  $\text{Al}_2\text{Se}_3$  в вакууме или при взаимодействии  $\text{Cu}_2\text{Se}$  с Al и последующей возгонке [1].

1. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 438.

1,9825  
0,0175

#### Al—Si. Алюминий—кремний \*

По данным повторного исследования [1], эвтектика в системе Al—Si содержит  $12,3\%$  (ат.) [ $12,7\%$  (по массе)] Si и плавится при температуре  $577,2^\circ \text{C}$ . Кривая солидуса твердого раствора на основе Al, заново построенная в работе [2] методом микротвердости, хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 77). Коэффициент распределения в части диаграммы, богатой Si, равен  $2 \cdot 10^{-3}$  [3].

Значительные расхождения имеются между сообщаемыми в литературе данными о предельной растворимости Al в Si в твердом состоянии. Значения растворимости Al в Si в твердом состоянии обобщены в табл. 4. Данные работы [9], полученные с помощью диффузионного метода, хорошо согласуются с данными работы [4], в которой измеряли электросопротивление образцов, подвергнутых зонной очистке. В работах [6, 8] пользовались микроскопическим методом, а в работе [5] — методом микротвердости. Сообщается, что период решетки твердого раствора на основе Si, насыщенного Al при комнатной температуре, равен  $5,419 \text{ \AA}$  [7].

1. Meussner R. A. U. S. Naval Res. Lab. Rept., NRL 5331, 1959, 12p. (OTS Rept. PB 151, 735).
2. Глазов В. М. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, вып. 4, с. 39—42.

78

ТАБЛИЦА 4. РАСТВОРИМОСТЬ Al В Si  
В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Температура, °C	Растворимость % (ат.)	Литературный источник	Температура, °C	Растворимость, % (ат.)	Литературный источник
1350	0,02	[4]	800	0,0025	[4]
1300	0,4	[5]	700	0,5	[5]
1200	0,017	[4]		0,4	[5]
1200	0,65	[5]	577	~0,52	[6]
1100	0,9	[5]	(эвтектическая температура)	0,21	[7]
1000	0,007	[4]		0,05	[8]
1000	1,1	[5]	20	0,02	[8]
1000	~2,1	[6]			

3. Hall R. N. Неопубликованные данные; см. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
4. Navon D., Chernyshov V. J. Appl. Phys., 1957, v. 28, p. 823—824.
5. Глазов В. М., Лю Чжень-Юань. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1960, вып. 4, с. 150—155.
6. Sprengler H. Metall, 1955; Bd 9, S. 181—186.
7. Obinata J., Kamatsu N. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1955, v. 19, p. 197—201.
8. Gottardi V. Met. Ital., 1957, v. 49, p. 721—724.
9. Miller R. C., Savage A. J. Appl. Phys., 1956, v. 27, p. 1430—1432.

1,2536  
0,7464

#### Al—Sm. Алюминий—самарий

В работе [1] идентифицированы три промежуточные фазы —  $\text{Sm}_3\text{Al}$ ,  $\text{SmAl}_2$  и  $\text{SmAl}_3$ . Соединение  $\text{Sm}_3\text{Al}$  имеет кубическую структуру типа  $\text{Cu}_3\text{Au}$  с периодом решетки  $4,901 \text{ \AA}$ . Соединение  $\text{SmAl}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодом  $7,943$  [1] или  $7,940 \text{ \AA}$  [2].  $\text{SmAl}_3$  имеет гексагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{MgCd}_3$ ;  $a = 6,35 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,57 \text{ \AA}$ . В работе [1] сообщается, что в системе Al—Sm существует также соединение  $\text{SmAl}$ .

1. Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp., 1959, v. I, № 9, paper 3F, 11p.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

1,3566  
0,6434

#### Al—Sn. Алюминий—олово \*

В работе [1] методом отбора жидких проб повторно построили кривую ликвидуса в интервале температур  $400—645^\circ \text{C}$ . Полученные результаты близко соответствуют более убедительным данным предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [10]) в интервале температур  $400—450^\circ \text{C}$ ; в интервале  $450—550^\circ \text{C}$  отклонения в составе менее  $2\%$  (по массе).

При температурах выше  $550^\circ \text{C}$  кривая ликвидуса приближается к горизонтальной прямой и, хотя данные работы [1] располагаются выше всего на  $10 \text{ град}$  это приводит к большой разнице в составах жидкой фазы — около  $20\%$  (по массе).

В работе [2] приводятся дополнительные доказательства того, что растворимость Sn в Al в твердом состоянии сначала увеличивается до максимальной  $[0,02\% \text{ (ат.) Sn}]$  при температуре на  $20—30 \text{ град}$  ниже температуры плавления Al, а затем уменьшается до  $\sim 0,01\%$  (ат.) Sn при понижении температуры на  $\sim 100 \text{ град}$ .

79



1. Campbell A. N., Kartzma R. Canad. Chem., 1956, v. 34, p. 1428—1439.
2. Phillips H. W. L. Annotated Equilibrium Diagrams, № 14, Institute for Metals, London, 1955.

1,1736  
0,8264

### Al—Ta. Алюминий—тантал \*

Результаты определения растворимости Ta в Al в твердом состоянии (рис. 26) измерением периода решетки [1] и методом микротвердости [2] приемлемо согласуются друг с другом.

В работе [3] систему Al—Ta исследовали рентгеновским методом и обнаружили соединения  $TaAl_3$ ,  $TaAl_2$  и  $\sigma$ -фазу с широкой областью гомогенности [64—80% (ат.) Ta].  $\sigma$ -фаза обнаружена также в работах [4, 5]; в работе [4]  $\sigma$ -фазе

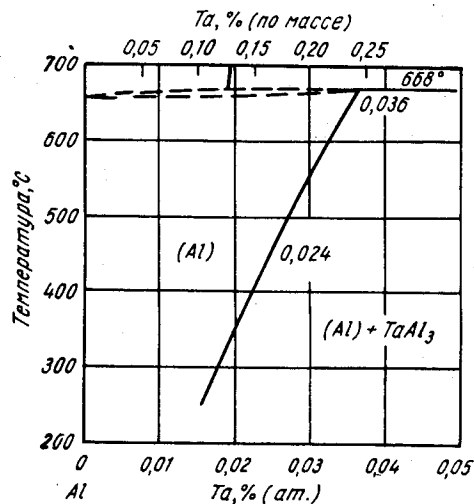


Рис. 26. Al—Ta

приписали номинальный химический состав, который отвечает формуле  $Ta_2Al$   $\sigma$ -фаза находится в равновесии с твердым раствором на основе Ta; измерения периода решетки Ta показывают, что растворимость Al в Ta невелика или отсутствует [3]. Предварительные данные работы [6] свидетельствуют об образовании эвтектики, содержащей около 90% (ат.) Ta. По данным работы [3], периоды тетрагональной решетки соединения  $TaAl_3$  равны:  $a = 5,431$  А,  $c = 8,537$  А, что приблизительно согласуется с сообщением М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [2]). Соединение  $TaAl_2$  характеризуется «низкой симметрией»; его структура, по-видимому, аналогична структуре  $ZrAl_3$  или  $ZrSi_2$  [3]. По данным работы [3], периоды тетрагональной решетки  $\sigma$ -фазы

- равны:  $a = 9,82$ , А,  $c = 5,23$ , А [при содержании ~67% (ат.) Ta] и  $a = 9,98$  А,  $c = 5,16$  А [при содержании ~75% (ат.) Ta]. По данным работы [4], периоды решетки  $\sigma$ -фазы составляют:  $a = 9,828$  А,  $c = 5,232$  А ( $Ta_2Al$ ), что хорошо согласуется с данными работы [3]; однако значения периодов решетки  $a = 9,828$  А,  $c = 5,214$  А (для  $\sigma$ -фазы с избытком Al) не согласуются с данными работ [3, 4].
1. Глазов В. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1956, вып. 4, с. 131—136.
  2. Глазов В. М. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1959, вып. 10, с. 48—50.
  3. Nowotny H. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 42, S. 116—127.
  4. Edshammer L.—E., Holmberg B. Acta Chem. Scand. 1960, v. 14, p. 1219—1220.
  5. Gupta K. P. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 1047—1049.
  6. Wilhelm H. A., Cowgill D. S. U. S. At. Energy Comm. Js. 17, 1959, p. 96.

1,2289  
0,7711

### Al—Tb. Алюминий—тербий

Установлено [1], что промежуточная фаза  $TbAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом 7,867 А.

1. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

1,3252  
0,6748

### Al—Te. Алюминий—теллур \*

Установлено [1], что соединение  $Al_2Te_3$  имеет гексагональную структуру типа вюрцита;  $a = 4,08$  А,  $c = 6,94$  А. Идентификация структуры этого соединения проведена сравнением со структурой  $Al_2Se_3$ .

1. Миргаловская М. С., Скуднова Е. И. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1959, вып. 4, с. 148—152.

1,0654  
0,9346

### Al—Th. Алюминий—торий \*

Диаграмма состояния Al—Th (рис. 27) построена с помощью термического, микроскопического и рентгеновского анализов [1]. При построении диаграммы состояния была исправлена температура плавления Th.

В работе [2] приводится обзор литературы по этой системе в связи с исследованием тройной диаграммы состояния, опубликованная диаграмма состояния

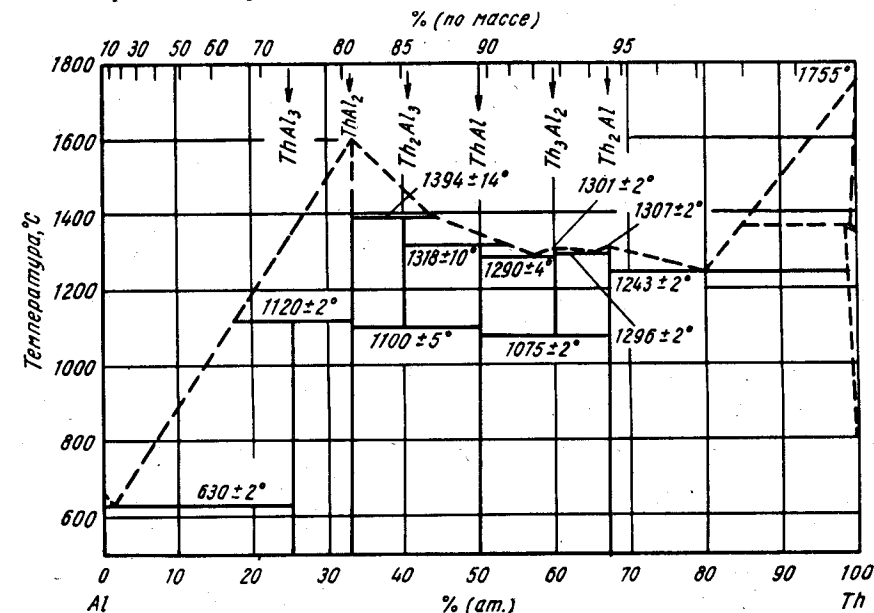


Рис. 27. Al—Th

Al—Th сходится с построенной в работе [1]. Только соединение  $Th_2Al_3$  в работе [2] предпочитают называть  $ThAl_x$ , поскольку не было получено сплава однородного состава. Предполагается [2], что соединения  $ThAl_x$  может иметь стехиометрический состав  $Th_3Al_5$  или  $Th_{12}Al_{19}$ . Сообщаются уточненные значения периодов тетрагональной решетки « $Th_2Al_3$ »:  $a = 9,870 \pm 0,003$  А,  $c = 7,837$  А [1]. В работе [2] приводятся более точные значения периодов тетрагональной решетки соединения  $Th_3Al_2$ , равные:  $a = 8,127$  А,  $c = 4,222$  А, и тетрагональной решетки  $Th_2Al$ :  $a = 7,616$  А,  $c = 5,861$  А. По данным работы [3], периоды гексагональной решетки соединения  $ThAl_2$  равны:  $a = 4,388 \pm 0,002$  А,  $c = 4,162 \pm 0,002$  А. Структурные аналоги соединений  $ThAl_3$ ,  $ThAl_2$ ,  $ThAl$ ,  $Th_3Al_2$  и  $Th_2Al$  — соответственно соединения  $Ni_3Sn$ ,  $AlB_2$ ,  $CaSi$  или  $CrB$ ,  $U_3Si_2$  и  $CuAl_2$  [2].

1. Murray J. R. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 349—352.
2. Van Vucht J. H. N. Philips Res. Rept., 1960, v. 16, p. 1—40.
3. Brown A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 860—865.

I, 7507  
0, 2493

### Al—Ti. Алюминий—титан \*

В работе [1] приводятся данные о температурах солидуса сплавов, содержащих 0—16,5% (ат.) [0—10% (по массе)] Al; однако температура плавления титана принята 1720°С (в настоящее время температура плавления Ti считается равной 1688 ± 5°С).

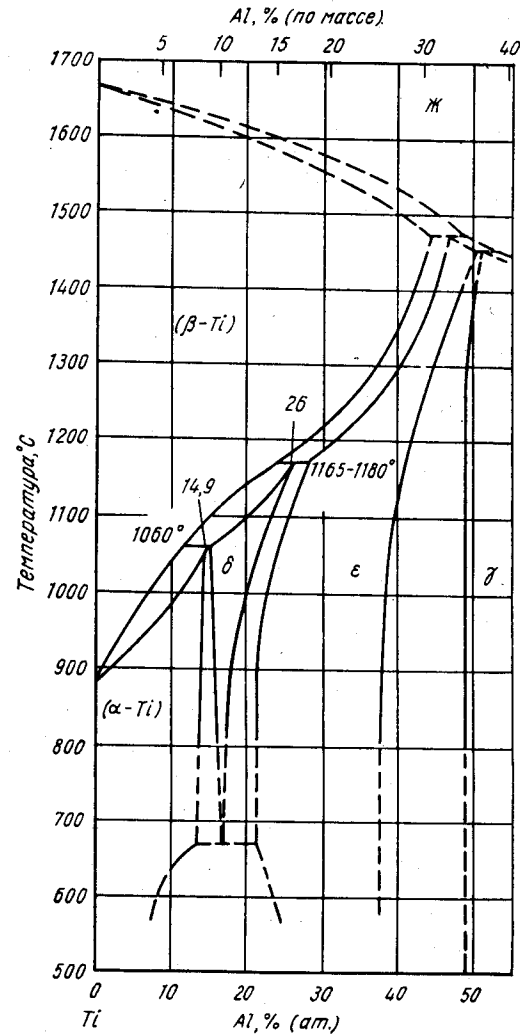


Рис. 28. Al—Ti

Фазовые равновесия в твердом состоянии в системе Al—Ti повторно исследовали в ряде работ; в интервале 0—47,8% (ат.) [0—34% (по массе)] Al в работе [2], в интервале 0—40,8% (ат.) [0—28% (по массе)] Al в работе [3] и в интервале 0—64% (ат.) [0—50% (по массе)] Al в работе [4]; для приготовления сплавов использовали Ti чистой 99,9 [2, 3] и 99,7% [4] и Al чистой более 99,9%. Основными методами исследования служили микроскопический и рентгеновский анализы [2, 3] и измерение электросопротивления [4]. Данные всех последних работ отличаются от приводимых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 82) тем, что: а) Al обладает меньшей растворимостью в α-Ti в твердом состоянии и б) существованием между α-Ti и γ-твердым раствором на основе соединения TiAl еще двух фаз; здесь эти фазы обозначены как δ и ε. Рис. 28 взят из работы [2]; он выбран из-за большей продолжительности отжига сплавов. Данные работ [2, 3] согласуются между собой относительно характера невариантных превращений: Ж + β → ε, β + ε → δ и β + δ → α; однако значительно расходятся в составах фаз, принимающих участие в превращениях, и температурах этих превращений (табл. 5). Очевидно, что на строение диаграммы состояния Al—Ti сильно влияет

загрязнение сплавов (по всей вероятности, кислородом) в результате использования загрязненных шихтовых материалов или в процессе плавки и последующего отжига.

ТАБЛИЦА 5. НЕВАРИАНТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВОЙНОЙ СИСТЕМЕ Al—Ti

Превращение	Составы равновесных фаз, % (ат.) Al	Температура, °С	Литературный источник
Ж + β → ε	Ж <sub>50</sub> + β <sub>44,4</sub> → ε <sub>46,6</sub>	1470	[2]
	Ж <sub>39,6</sub> + β <sub>33,4</sub> → ε <sub>37,2</sub>	1620	[2]
β + ε → δ	β <sub>23,9</sub> + ε <sub>23,0</sub> → δ <sub>26,0</sub>	1165—1180	[2]
	β <sub>33,4</sub> + ε <sub>38,4</sub> → δ <sub>37,2</sub>	1300—1400	[4]
β + δ → α	β <sub>11,8</sub> + δ <sub>15,2</sub> → α <sub>14,9</sub>	1060	[2]
	β <sub>13,4</sub> + δ <sub>26,7</sub> → α <sub>18,6</sub>	1020	[4]

Предполагается [2], что при температурах ниже 700°С происходит эвтектическое превращение δ → α + ε, тогда как в работе [4] говорится об эвтектическом превращении ε [39,6% (ат.) Al] → δ [37,2% (ат.) Al] + γ [40,8% (ат.) Al] при 1050°С. Ориентировочная диаграмма состояния, построенная в работе [3], показывает, что δ-фаза, содержащая ~18—37% (ат.) [11—25% (по массе)] Al, находится в области гомогенности как δ-, так и ε-фазы, по данным работы [2]; в дальнейшем в работе [3] постулировали положение об образовании ε-фазы при 900—1000°С по реакции δ → ε, причем δ-фаза находится в двух фазовых областях при комнатной температуре в интервале концентраций ~18—26 и ~34—37% (ат.) Al. Данные работы [3] согласуются с данными работ [2, 4] о существовании перитектического превращения β + δ → α при температуре 1080°С. В работе [4] построили границу области ε-фазы со стороны Al, которая при температуре 1460°С проходит при 47,8% (ат.) [34% (по массе)] Al. Положение границы α-области со стороны Al при температуре 800°С дается по-разному: 11,8% (ат.) [7% (по массе)] Al [1], 12,6% (ат.) [7,5% (по массе)] Al [2] или 15,7% (ат.) [9,5% (по массе)] Al [3].

М. Хансен и К. Андерко (см. т. I [27]) сообщают, что δ-фаза из работы [3] на самом деле представляет собой упорядоченный твердый раствор на основе α-Ti; в работе [5] на основании электронномикроскопического исследования сообщается, что δ-фаза наблюдается в сплаве с 10,2% (ат.) [6% (по массе)] Al при температуре 500°С (в противоположность рис. 28). Данные по эффекту Холла свидетельствуют о существовании соединений Ti<sub>3</sub>Al и Ti<sub>2</sub>Al [6]. Сообщается [7] о существовании в литом сплаве с 37,1% (ат.) Al упорядоченной фазы со структурой, относящейся к пространственной группе P6<sub>3</sub>/mmc.

Перитектическая реакция в сплавах, богатых Al, записывается следующим образом: Ж [0,34% (ат.) Ti] + TiAl<sub>3</sub> → (Al) [0,46—0,62% (ат.) Ti] [8] или Ж [0,085% (ат.) Ti] + TiAl<sub>3</sub> → (Al) [0,65% (ат.) Ti] [9].

Структура δ-фазы из работы [3] идентифицирована в работе [10] методом электронной микродифракции в сплаве, содержащем 23,9% (ат.) [15% (по массе)] Al; оказалось, что она имеет гексагональную решетку типа Mg<sub>2</sub>Cd; a = 5,77 Å, c = 4,65 Å. Этот вывод подтвержден в работе [11], по данным которой δ-фаза в сплаве с 25% (ат.) Al имеет периоды решетки: a = 5,77 Å, c = 4,62 Å, и в работе [12], согласно которой в сплаве с 37,2% (ат.) [25% (по

массе) Al ( $\epsilon$ -фаза по данным работы [1])  $\delta$ -фаза имеет периоды решетки:  $a = 5,775 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,638 \text{ \AA}$ . Сообщается, что  $\epsilon$ -фаза из работы [3] имеет тетрагональную решетку,  $\delta$ -фаза из работы [1] имеет гексагональную решетку;  $a = 11,52 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,65 \text{ \AA}$ .

Данные по магнитной восприимчивости различных фаз в системе Al—Ti обсуждаются в работе [13]. Исследованные в этой работе сплавы, по-видимому, находились в неравновесном состоянии.

1. Михеев В. С. Труды Института металлургии им. А. А. Байкова. Изд-во АН СССР, 1957, вып. 2, с. 154—163.
2. Ence E., Margolin H. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 151—157; обсуждение там же, 1961, v. 221, p. 883—885; Final Report WAL 401/214—4, under Contract DA 30—069—505—ORD—1781, June 1957.
3. Sagel K. u. a. Z. Metallkunde, 1956, Bd 47, S. 529—534.
4. Sato T., Huang Y. C., Kondo Y. Nippon Kinzoku gakkaiishi 1959, 23, p. 456—460; Japan Inst. Metals, 1960, v. 1, p. 22—27.
5. Zwicker U. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 165—184.
6. Грум-Гржимайло Н. В. и др. ДАН СССР, 1961, т. 137, с. 599—602.
7. Pietrokowsky P. Nature, 1960, v. 190, p. 77—78.
8. Глаголева Н. Н. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, вып. 8, с. 89—94.
9. Phillips H. W. L. Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems, Information Bulletin, № 25, Aluminium Development Assosiation, London, 1961, № 25, p. 36.
10. Saulmier A., Cronreilles M. Compt. Rend., 1958, v. 246, p. 3622—3625; 4, Intern. Kongr. Electronen mikroskopie, Berlin, 1958, Verhandl., 1960, Bd 1, S. 588—602.
11. Goldak A. J., Parr J. G. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 639—640.
12. Ence E., Margolin H. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 484—485.
13. Yao Y. L. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 241—246; обсуждение см. p. 779—781.

1,2020  
0,7980

### Al—Tm. Алюминий—тулий

Установлено [1], что промежуточная фаза  $TmAl_2$  имеет г. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $MgCu_2$ ; период решетки  $7,780 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Naszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.

1,0543  
0,9457

### Al—U. Алюминий—уран \*

Равновесие между жидкой и твердой фазами в интервале концентраций 9—50% (по массе) U повторно исследовано методами термического анализа, изменения электрического сопротивления и микроскопическим [1]. Кривая ликвидуса, построенная в работе [1], проходит при более высоких температурах (рис. 29) по сравнению с кривой, построенной в предыдущем исследовании (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). По данным других работ, в системе Al—U наблюдаются следующие трехфазные равновесия:  $J + UAl_2 \rightarrow UAl_3$  при температуре  $1123^\circ \text{C}$  [2];  $J + UAl_3 \rightarrow UAl_4$  при  $757^\circ \text{C}$  [2] или  $745^\circ \text{C}$  [3]. При температуре  $672^\circ \text{C}$  [2] или  $642^\circ \text{C}$  [3] образуется эвтектика, содержащая 1,66% (ат.) [13% (по массе)] U [3]. Эвтектоидные превращения в сплавах, богатых U, были обнаружены при  $758$  и  $668^\circ \text{C}$  вакуумным дифференциально-термическим анализом [4]. Сообщается [5], что соединение  $UAl_4$  имеет меньшую ширину области гомогенности, чем по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]), а именно 16,9—18,2% (ат.) [64,2—66,3% (по массе)] U; результаты работы [5] согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]) в том, что соединение  $UAl_4$  об-

84

наруживается при содержаниях Al, меньших, чем следует из стехиометрического соотношения компонентов для этой фазы. Приводится [6] значение температуры плавления  $UAl_2$ , равное  $1620^\circ \text{C}$ . Установлено [7], что U обладает незначительной растворимостью в Al.

Подтверждено [8], что кристаллическая структура  $UAl_3$  однотипна со структурой  $AuCu_3$ . Точные значения периодов решеток соединений в системе Al—U определены методом порошков [9]:  $UAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,744 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ;  $UAl_3$  — кубическую решетку типа  $AuCu_3$  с периодом  $4,254 \pm 0,001 \text{ \AA}$  и  $UAl_4$  — соответственно о. ц. тетрагональную решетку;  $a = 4,384 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,241 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,670 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Приведенные значения периодов решетки находятся в согласии с ранее опубликованными данными.

1. Storchok V. W., Bauer A. A., Dickerson R. F. U. S. At. Energy Comm. BMI—1264, 1958, 10p. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 837—842.
2. Allen N. P. Неопубликованные данные, 1947; см. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 11—12.
3. Boucher R. a. o. Proc. 2d, U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1958, v. 6, p. 178—183.
4. Bellof J., Henry J. M., Cabane G. Met. Sci. Rev. Met., 1959, v. 58, p. 301—306.
5. Boucher R. J. Nucl. Mater., 1959, v. 1, p. 13—27.
6. Petzow G., Kvernes J. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 693—695.
7. Jones T. J. a. o. At. Energy Can. Ltd. AECL—1215, 1961, 29p.; Chem. Abstr., 1961, v. 55, p. 19697.
8. Maskrey J. T., Frost B. R. T. J. Inst. Metals, 1953—54, v. 12, p. 171—180; U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 11—12.
9. Иванов М. И. и др. Атомная энергия, 1958, т. 5, с. 166—170.

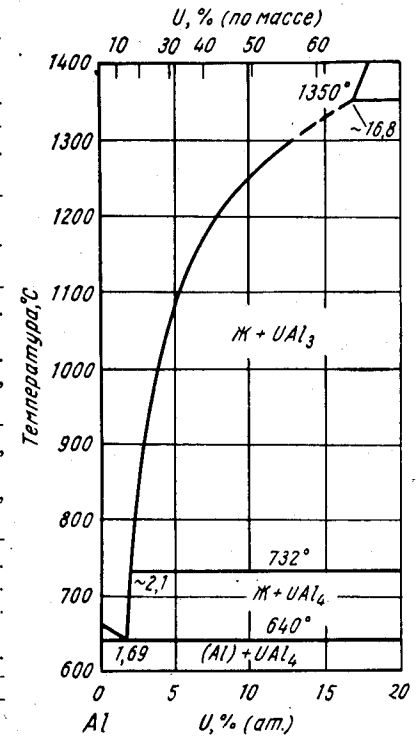


Рис. 29. Al—U

1,7239  
0,2761

### Al—V. Алюминий—ванадий \*

Значения температур перитектических реакций (рис. 30), по которым образуются богатые Al промежуточные фазы в системе Al—V, точно определены рентгеновским и термическим анализами [1]; сплавы для исследования готовили из V и Al чистой соответственно 99,8 и 99,9% [1]. В работе [2] отмечены термические остановки при температурах 660, 680, 689 и  $735^\circ \text{C}$ , что примерно согласуется с результатами работы [1]. По данным работы [2], растворимость V в Al при температуре  $735^\circ \text{C}$  составляет 0,91% (ат.) [1,7% (по массе)], что выше значения, приводимого М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [12]); растворимость V в Al в твердом состоянии при температурах 660 и  $500^\circ \text{C}$  равна соответственно 0,20% (ат.) [0,37% (по массе)] и 0,11% (ат.) [0,2% (по массе)], что приблизительно согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [7]).

Данные работ [3, 4] согласуются между собой в том, что наиболее богатая Al промежуточная фаза имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой

85

$Mg_3Cr_2Al_{18}$ , с периодом  $14,492 \pm 0,004$  [3] или  $14,516$  А [4]; разница в периодах решетки объясняется близостью составов соединений  $Al_{10}V$  и  $Al_{21}V_2$ . Хотя вторая промежуточная фаза была обозначена как  $Al_7V$ , ее идеальный состав, по данным кристаллографического анализа, должен отвечать формуле  $Al_{45}V_7$  [5]; эта фаза имеет моноклинную решетку;  $a = 25,604 \pm 0,014$  А,  $b = 7,6213 \pm 0,0018$  А,  $c = 11,081 \pm 0,012$  А,  $\beta = 128^\circ 55' \pm 2'$  [5]. Кристаллографическим анализом установлено, что фаза, ранее обозначенная как  $Al_6V$ , имеет состав, отвечающий стехиометрической формуле  $Al_{23}V_4$ ;  $a = 7,692_8$  А,  $c = 17,04_0$  А [6].

1. Bailey D. M. a. o. Trans. ASM, 1959, v. 51, p. 1097—1102.
2. Gebhardt E., Joseph G. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 310—317.
3. Brown P. J. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 133—135.
4. Ray A. E., Smith J. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 604—605.
5. Brown P. J. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 295—1002.
6. Smith J. F., Ray A. E. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 169—172.

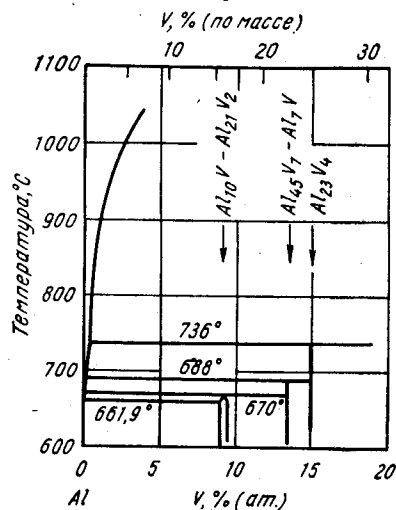


Рис. 30. Al—V

$\bar{1},1664$   
 $0,8336$

### Al—W. Алюминий—вольфрам \*

По данным работы [1], растворимость W в Al, определенная методом микротвердости, составляет:

Температура, °С	660	640	550	500	450	400
Растворимость % (ат.)	0,024	0,022	0,019	0,016	0,013	0,01
[% (по массе)]	[0,15]	[0,15]	[0,13]	[0,11]	[0,09]	[0,07]

В работе [2] определили кристаллическую структуру соединения  $WAl_4$ , которое имеет моноклинную решетку;  $a = 5,272 \pm 0,03$  А,  $b = 17,771 \pm 0,010$  А,  $c = 5,218 \pm 0,03$  А,  $\beta = 100^\circ 12' \pm 5'$ . Согласно работе [3], соединение  $WAl_5$  имеет гексагональную решетку;  $a = 4,9020 \pm 0,0003$  А,  $c = 8,8570 \pm 0,0005$  А. Структура соединения  $WAl_5$  однотипна со структурой  $MoAl_5$ .

1. Вигдорович В. Н. и др. Изв. вузов. Цветная металлургия, 1960, т. 3, с. 143—146.
2. Bland J. A., Clark D. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 231—236.
3. Adam J., Rich J. B. Acta Cryst., 1955, v. 8, p. 349—350.

$\bar{1},4820$   
 $0,5180$

### Al—Y. Алюминий—иттрий

К настоящему времени выполнены два исследования фазовых равновесий в системе Al—Y во всем интервале концентраций [1, 2] и одно — в интервале 0—32% (ат.) Y [3]. Основными методами исследования в работе [1] служили: микроскопический анализ, определение температуры начала плавления и рентгеновский анализ сплавов, выплавленных в дуговой печи из Al и Y чистой соответственно 99,99 и более 99,2%; в работе [2] использовали методы термического анализа в сочетании с микроскопическим и рентгеновским исследованиями спла-

вов, приготовленных из Al чистой 99,99 и 99,5%; сплавы плавил в тиглях из Ta или окиси иттрия. В работе [3] пользовались методами термического и микроскопического анализа сплавов, приготовленных только из Y чистой 96%.

Результаты работ [1, 2] полностью согласуются относительно числа и стехиометрического состава промежуточных фаз и неинвариантных превращений в этой

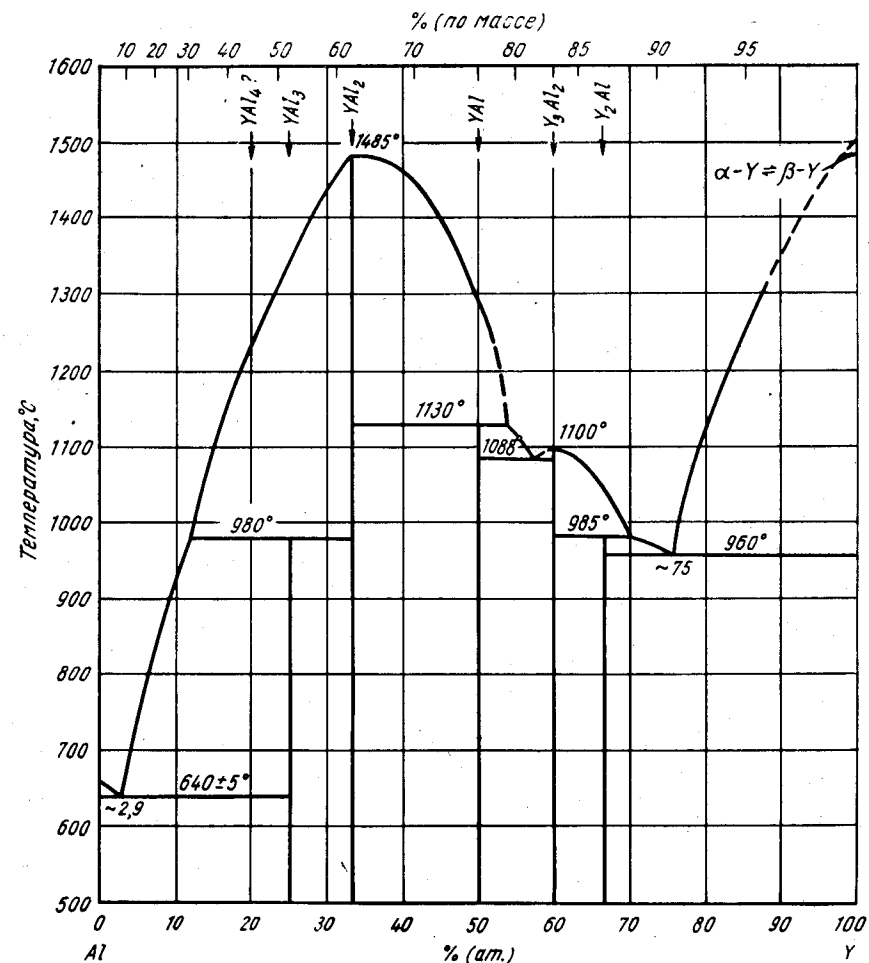


Рис. 31. Al—Y

системе; единственное значительное расхождение — это температура перитектической реакции, по которой образуется соединение  $YAl_3$ : 1355 [1] и 980° С [2]. Диаграмма состояния Al—Y (рис. 31) взята из работы [2], в которой она была построена по данным термического анализа; что касается температур неинвариантных превращений и составов равновесных фаз, то нельзя предпочесть ни одно из названных исследований. Отмечается [3], что соединение  $Y_2Al_3$ , наиболее богатое Al, образуется по перитектической реакции при температуре  $1390 \pm 10^\circ$  С. В работе [4] сообщается о существовании еще одного соединения  $YAl_4$ .

Различные данные относительно перитектической реакции [1, 2] и наличие полиморфизма у соединения [2] позволяют предполагать, что в системе Al—Y могут протекать две перитектические реакции (при 980 и 1335°С), по которым образуются соответственно соединения  $YAl_4$  и  $YAl_3$ .

В рассматриваемом интервале концентраций необходимы дальнейшие исследования.

Результаты обеих работ [1, 2] согласуются в том, что растворимость Y в Al очень мала: <0,03% (ат.) [0,1% (по массе)] [1], <0,016% (ат.) [0,05% (по массе)] [2]; однако отмечается [3], что растворимость Y в Al, равная ~0,8% (ат.) при эвтектической температуре, уменьшается до <0,035% (ат.) при 300°С. Для сравнения назовем следующие неинвариантные превращения, отмеченные в работе [1]: эвтектическое при температуре 650°С {эвтектика содержит 3,3% (ат.) [10% (по массе)] Y и образуется между Al и соединением  $YAl_3$ }; перитектическое при температуре 1335°С, в соответствии с которым образуется соединение  $YAl_3$  {жидкость состава перитектической точки содержит 23,3% (ат.) [50% (по массе)] Y}; конгруэнтное плавление соединения  $YAl_2$  при 1455°С; перитектическое превращение при 1165°С в соответствии с которым образуется соединение  $YAl$ ; эвтектическое при 1085°С {эвтектика между соединениями  $YAl$  и  $Y_3Al_2$  содержит 56,9% (ат.) [81,3% (по массе)] Y}; конгруэнтное плавление соединения  $Y_3Al_2$  при 1090°С; перитектическое превращение при ~1035°С, в соответствии с которым образуется соединение  $Y_2Al$  {жидкость перитектического состава содержит 70% (ат.) [88,5% (по массе)] Y} и эвтектическое превращение при 970°С {эвтектика между Y и соединением  $Y_2Al$  содержит 75,4% (ат.) [91% (по массе)] Y}.

В работе [2] графическое изображение экспериментальных данных плохо согласуется с табличными данными, которые были использованы для построения диаграммы состояния на рис. 31. В дискуссии по этой системе (Wilmhelm H. A. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 757—758) было выявлено много расхождений между данными работ [2] и [1].

**Кристаллическая структура.** Сообщается, что соединения  $YAl_4$  имеет о. ц. тетрагональную решетку типа  $BaAl_4$  (как и  $NdAl_4$ ), но значения периодов решетки не приводятся [4].

Соединение  $YAl_3$  имеет две полиморфные модификации: одна — с гексагональной решеткой типа  $ThAl_3$ ;  $a = 6,31$  А,  $c = 4,59$  А, и вторая — с родственной решеткой, возможно, ромбоэдрической;  $a = 6,18$  А,  $c = 21,34$  А ( $a$  и  $c$  для гексагональной решетки) [2]. Соединению  $YAl_3$  предварительно приписали гексагональную структуру [1].

Соединение  $YAl_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,860 \pm 0,001$  [5],  $7,855 \pm 0,005$  [6],  $7,827 \pm 0,002$  [7],  $7,859 \pm 0,001$  [1] или  $7,86$  А [2]. Соединению  $YAl$  ориентировочно приписаны ромбоэдрическая [1] и тетрагональная [2] структуры; в последнем случае периоды решетки равны:  $a = 10,07$  А,  $c = 14,10$  А [2].

Соединение  $Y_3Al_2$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 8,237 \pm 0,004$  А,  $c = 7,646 \pm 0,004$  А [1] или ориентировочно гексагональную решетку;  $a = 6,15$  А,  $c = 9,68$  А [2].

По предварительным данным [1], соединение  $Y_2Al$  имеет тетрагональную структуру.

1. Lundin C. E., Klodt D. T. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 168—175.
2. Snyder R. L. Dissertation, Iowa State University, 1960, 85p.
3. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1461—1462; Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. Цветные металлы, 1959, № 1, с. 48—53.
4. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 118.
5. Compton V. B., Matthias V. T. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 651—654.
6. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
7. Крипякевич П. И. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 463—464.

Установлено [1], что промежуточная фаза  $YbAl_2$  имеет г. ц. к. структуру, однотипную со структурой  $MgCu_2$ ,  $a = 7,877 \pm 0,005$  А.

1. Naszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.

Результаты тщательного высокотемпературного рентгеновского исследования сплавов с 40—70% (ат.) Zn при температурах 320—400°С показывают [1], что в системе Al—Zn возможна перитектическая реакция  $Zn + (Al) \rightarrow \beta$ . При температуре 360°С  $\beta$ -фаза имеет кубическую решетку с периодом 4,044<sub>5</sub> А; почти непрерывное изменение периода решетки при переходе от  $\beta$ -фазы к твердому раствору на основе Al указывает на некоторую степень упорядоченности в структуре этого твердого раствора. Результаты работы [1] представлены на рис. 32 пунктирными линиями; сплошные линии отвечают данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 88).

Изгиб кривой солидуса, обсуждаемый М. Хансеном и К. Андерко и обнаруженный также в работе [2], можно объяснить фазовыми равновесиями, как показано на рис. 32. Поскольку твердый раствор на основе Al и  $\beta$ -фаза имеют очень близкую кристаллическую структуру, то вполне возможно, что эти фазы нельзя различить под микроскопом. Таким образом, обычно все фазовые области [твердого раствора на основе Al, (Al) +  $\beta$  и  $\beta$ -фазы] выявляются в виде области твердого раствора на основе Al, имеющего кривую солидуса несколько необычной формы. В будущем желательно дальнейшее исследование этого вопроса.

В работе [3] изучали возможность процесса упорядочения в сплавах, содержащих 12—50% (ат.) Zn, в интервале температур 340—380°С; наблюдался ближний порядок, максимальная степень которого достигалась при составе, отвечающем критической точке, как ранее показали те же авторы [4]. Термодинамические данные показывают [5], что наклон кривой солидуса твердого раствора на основе Zn, при эвтектической температуре должен быть равен 5880% (ат.)/град, а кривой ограниченной растворимости —  $1,2 \cdot 10^5$ % (ат.)/град.

С помощью прецизионного измерения электрического сопротивления в работе [4] построили границу двухфазной области в твердом состоянии вблизи от точки максимума; эта особая точка располагается при 351,5°С и 39,5% (ат.) Zn. Некоторые из этих данных опубликованы теми же авторами в другой работе (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [36]). Результаты определения периода решетки твердого раствора на основе Al при содержании Zn до 1,6% (ат.) приведены в работе [6]; периоды решетки даются величинами, имеющими по пять значащих цифр. По данным предварительной неопубликованной работы [7], эвтектика в системе Al—Zn плавится при температуре 381,5°С и содержит 88,5% (ат.) [94,9% (по массе)] Zn.

В работе [8] установлено, что давление вызывает уменьшение растворимости Zn в Al; максимальное уменьшение наблюдается при давлении 18 кГ/мм<sup>2</sup>.

1. Пресняков А. А. и др. ЖФХ, 1961, т. 35, с. 1289—1291.
2. Новиков И. И. Труды МИЦМиЗ им. М. И. Калинина, 1952, вып. 23, с. 24.

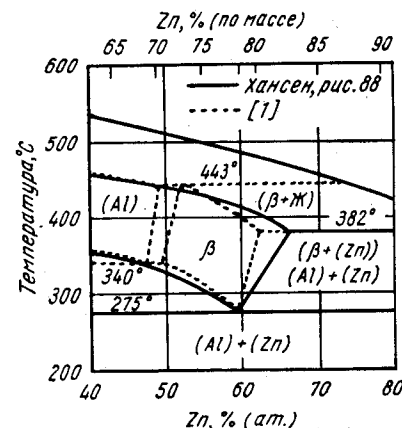


Рис. 32. Al—Zn

3. Münster A., Sagel K. Z. Physik Chem. (Frankfurt), 1960, Bd 24, S. 217—239.
4. Münster A., Sagel K. Z. Electrochem., 1955, Bd 59, S. 946—951.
5. Frignet F., Hagige M. R. Compt. Rend., 1961, v. 253, p. 1938—1940.
6. Dorn J. E. a. o. Trans. AIME, 1950, v. 188, p. 933—943.
7. Weisse E. u. a. Z. Metallkunde, 1942, Bd 34, S. 221.
8. Захарова М. И., Золотарева М. Г. Сб. научных трудов МИЦМиЗ им. М. И. Калинина, 1959, вып. 20; см. Вол А. Е. Структура и свойства двойных металлических систем, т. 1. Физматгиз, 1959, с. 514.

1,4710  
0,5290

### Al—Zr. Алюминий—цирконий \*

Растворимость Zr в Al в твердом состоянии определена методом микротвердости на закаленных образцах [1]:

Температура, °C	663	640	500	450	350	20
Растворимость, % (ат.)	0,083	0,068	0,041	0,033	0,024	0,012
	(экстраполированное значение)					

Подтверждено [2], что соединение  $ZrAl_3$  имеет о. ц. тетрагональную решетку;  $a = 4,306$  А,  $c = 16,90$  А.

В работе [3] с помощью рентгеновского анализа порошков и несовершенных монокристаллов показано, что соединение  $ZrAl_2$  имеет гексагональную структуру, однотипную со структурой  $MgZn_2$ ;  $a = 5,282$  А,  $c = 8,748$  А ( $\pm 0,0005$  А). Результаты работы [4] прекрасно согласуются с данными работы [3], тогда как в работе [5] периоды решетки определены равными  $a = 5,27$  А,  $c = 8,76$  А. Кристаллическая структура  $Zr_2Al_3$  установлена в работе [6] на небольшом монокристалле; она оказалась ромбической,  $a = 9,601 \pm 0,002$  А,  $b = 13,906 \pm 0,002$  А,  $c = 5,574 \pm 0,002$  А. Близкие данные получены в работе [7], но с другой идентификацией осей:  $a = 5,57_2$  А,  $b = 9,59_9$  А,  $c = 13,87_9$  А.

Анализ рентгенограммы, полученной в работе [4] при съемке с порошка  $Zr_4Al_3$  (образец отжигали при температуре  $850^\circ$  С), показывает, что это соединение имеет гексагональную решетку  $a = 5,430$  А,  $c = 5,389$  А; по данным работы [8], в которой исследовали структуру этого соединения с помощью фокусирующей камеры,  $a = 5,433 \pm 0,002$  А,  $c = 5,390 \pm 0,002$  А.

Анализ рентгенограмм, снятых с порошков и монокристаллов, позволил определить структуру соединения  $Zr_3Al_2$  [9]; она оказалась тетрагональной;  $a = 7,630 \pm 0,001$  А,  $c = 6,998 \pm 0,001$  А.

По данным работ [10, 11], соединение  $Zr_5Al_3$  имеет гексагональную структуру, однотипную со структурой  $Mn_5Si_3$ ;  $a = 8,184 \pm 0,002$  А,  $c = 5,702 \pm 0,002$  А [11]. Результаты работы [4], однако, не согласуются с данными работ [10, 11]; из анализа рентгенограмм, полученных с монокристаллов и порошков, следует, что соединение  $Zr_5Al_3$  имеет о. ц. тетрагональную структуру, однотипную со структурой  $W_5Si_3$ ;  $a = 11,049$  А,  $c = 5,396$  А. Предполагается [4], что структура типа  $Mn_5Si_3$ , наблюдавшаяся в работе [10, 11], стабилизируется примесями внедрения. Данные работы [12] не подтвердили выводов работы [4] о структуре соединения  $Zr_5Al_3$  в сплавах с 20, 25 и 30% (ат.) Al, гомогенизированных при температуре  $1200^\circ$  С.

В работе [13] в сплаве с 24,4% (ат.) Al обнаружили  $\alpha$ -Zr,  $Zr_3Al$  и  $Zr_2Al$ ; последнее соединение имеет гексагональную решетку;  $a = 4,8939 \pm 0,0005$  А,  $c = 5,9283 \pm 0,0005$  А. Сообщается [7], что соединение  $ZrAl_2$  имеет структуру типа  $Ni_2In$ ;  $a = 4,88_2$  А,  $c = 5,91_8$  А. Однако при изучении сплавов [12] с 20, 25 и 30% (ат.) Al, гомогенизированных при температуре  $1200^\circ$  С, не обнаружили соединения  $Zr_3Al$ , однотипного с  $Cu_3Au$  (см. Хансен и К. Андерко, т. I [8]), но нашли соединение  $Zr_2Al$ , однотипное по структуре с соединением  $CuAl_2$  (о. ц. тетрагональная решетка); периоды решетки  $Zr_2Al$ :  $a = 6,85$  А,  $c = 5,50$  А. Сообщается также, что область твердых растворов на основе соединения  $Zr_2Al$  невелика.

1. Глазов В. М. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1959, вып. 10, с. 48—50.
2. Brauer G. Naturwissenschaften, 1938, Bd 26, S. 710.
3. Wilson C. G. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 660—662.
4. Edshammar L.—E., Andersson S. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 223—224.
5. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 303.
6. Renouf T. J., Beevers C. A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 469—472.
7. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 512.
8. Wilson C. C. a. o. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 56—57.
9. Wilson C. L., Spooner F. J. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 356—359.
10. Nowotny H. u. a. Monatsh. Chem., 1959, Bd 90, S. 15—23.
11. Wilson C. C. a. o. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 947—948.
12. Nowotny H. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 1300—1303.
13. Wilson C. C., Sams D. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 71—72.

1,9307  
2,6693

### Am—Be. Америций—бериллий

Соединение  $AmBe_{13}$  было получено восстановлением  $AmF_3$  с помощью Be при температурах между  $900$  и  $1125^\circ$  С. Сплав плавится при температуре  $1375^\circ$  С.  $AmBe_{13}$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $UBe_{13}$  и  $NbBe_{13}$ ;  $a = 10,283 \pm 0,002$  А [1].

1. Runnalls O. J. C., Boucher R. R. Nature, 1955, v. 176, p. 1019—1020.

2,3821  
3,6179

### Am—H. Америций—водород

По данным работ [1, 2], при взаимодействии Am с H при температуре  $50^\circ$  С образуется  $AmH_2$ , а по данным работы [3] —  $AmH_{2,7\pm 0,3}$ .

1. Наст Р., Краккай Т. Успехи химии, 1953, т. 22, № 2, с. 583; см. Вол А. Е. Структура и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 547.
2. Katz J. J., Seaborg G. T. Chemistry of the Actinide Elements Methuen and Co., Ltd., London (John Wiley and Sons Inc., Y. N.), 1957, p. 349; см. Libowitz G. G. J. Nucl. Mater., 1960, v. 2, p. 1—22.
3. Westrum E. F., Eyring L. J. Amer. Chem. Soc., 1953, v. 73, p. 3396.

1,1815  
2,8185

### Am—O. Америций—кислород

У Am известно три окисла:  $AmO_2$ ,  $Am_2O_3$  и  $AmO$ .  $AmO_2$  получили в работах [1—3]; он имеет г. ц. к. структуру, однотипную со структурой  $CaF_2$ ;  $a = 5,383 \pm 0,001$  А [2],  $c = 5,376 \pm 0,001$  А [3].

В работе [2]  $Am_2O_3$  получили восстановлением  $AmO_2$  водородом при температуре  $600^\circ$  С и сжиганием оксалата при  $800^\circ$  С.  $Am_2O_3$  при  $600^\circ$  С имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $Mn_2O_3$ ;  $a = 11,03$  А, а при  $800^\circ$  С — гексагональную решетку типа  $La_2O_3$ ;  $a = 3,817 \pm 0,005$  А,  $c = 5,971 \pm 0,010$  А [2]. Взаимосвязь между этими двумя структурами согласуется с данными о полимерформе окислов редкоземельных металлов [2].

$AmO$  имеет о. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $4,96$  А [4] и  $5,05$  А [5].

1. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1949, v. 2, p. 388—390.
2. Templeton D. H., Dauben C. H. J. Amer. Chem. Soc., 1953, v. 75, p. 4560—4562.
3. Asprey L. B. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1955, v. 77, p. 1707—1708.
4. Наст Р., Краккай Т. Успехи химии, 1953, т. 22, № 2, стр. 583; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 547.
5. Akimoto Y. a. o. см. McWhan D. B. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 185—187.

0,8796  
I,1204

### Am—S. Америций—сера

$\text{Am}_2\text{S}_3$  имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $\text{Ce}_2\text{S}_3$  (дефектной решеткой  $\text{Ce}_3\text{S}_4$ ) [1—3];  $a = 8,445 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1, 2].

1. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1948, v. 1, p. 265—268.
2. Zachariassen W. H. Acta Cryst., 1949, v. 2, p. 57—62.
3. Наст Р., Краккай Т. Успехи химии, 1953, т. 22, с. 583; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 548.

0,8403  
I,1597

### As—B. Мышьяк—бор

Промежуточная фаза  $\text{AsB}$  была получена при взаимной диффузии элементов [1]. Это соединение имеет г. ц. к. структуру типа цинковой обманки с периодом 4,777  $\text{ \AA}$ . В присутствии паров  $\text{As}$  эта фаза устойчива до температуры 920° C, выше которой она претерпевает необратимый переход в продукт с ромбической элементарной ячейкой; состав этого продукта не определен.

Подтверждено [2] существование двух соединений, идентифицированных в работе [1]: при температурах 700—800° C и давлениях  $\text{As}$  больше 1 *at* образуется  $\text{AsB}$ ; при температурах 1000—1100° C и давлениях  $\text{As}$  меньше 1 *at* образуется  $\text{AsB}_{5-7}$ . В работе [3] авторы пересмотрели свои ранние данные относительно соединения с высоким содержанием  $\text{B}$  и приписали ему формулу  $\text{As}_2\text{B}_{13}$ ; это соединение имеет ромбодрическую решетку типа  $\text{V}_4\text{C}$ ;  $a = 6,142 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,892 \text{ \AA}$  (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки).

1. Perri J. A. a. o. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 310.
2. Williams F. V., Ruchrwein R. A. J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 1330—1332.
3. Laplaca S., Post B. Planseeber. Pulvermet., 1961, Bd 9, S. 109—112.

0,9197  
I,0803

### As—Be. Мышьяк—бериллий

При нагреве элементов образуется соединение неизвестного стехиометрического состава [1].

1. Wöhler F. Pogg. Ann., 1828, Bd 13, S. 577; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 629.

0,2716  
I,7284

### As—Ca. Мышьяк—кальций \*

Помимо соединения  $\text{Ca}_3\text{As}_2$ , в работе [1] приготовили промежуточную фазу  $\text{CaAs}_4$ .

1. Pignon K. Helv. Chim. Acta, 1961, v. 44, p. 30—34.

92

I,7280  
0,2720

### As—Ce. Мышьяк—церий \*

Более точное значение периода г. ц. к. решетки соединения  $\text{CeAs}$  типа  $\text{NaCl}$  составляет  $a = 6,072 \text{ \AA}$  [1].

1. Iandelli A. Atti. Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69; Kleber E. V. ed. «Rare Earth Research», The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,1041  
I,8959

### As—Co. Мышьяк—кобальт \*

Детальное изучение [1] системы  $\text{As—Co}$  методом рентгеновского анализа при комнатной и повышенных температурах позволило внести некоторые уточнения в результаты ранних работ. Фазу  $\text{Co}_5\text{As}_2$ , о которой сообщалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), не обнаружили при комнатной температуре или при таких высоких температурах, как 800° C, поэтому вопрос о ее существовании остается открытым.

Фаза  $\text{Co}_2\text{As}$  имеет две модификации [1]. Для аллотропического превращения в  $\text{Co}_2\text{As}$  характерен гистерезис; превращение происходит при 490—520° C при нагреве и при 402—388° C в процессе охлаждения. Высокотемпературная модификация имеет гексагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{Fe}_2\text{P}$ ;  $a = 6,066 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,557 \pm 0,01 \text{ \AA}$ . Низкотемпературная модификация имеет также гексагональную структуру, но ее до настоящего времени полностью не проанализировали; если при индифференции рентгенограмм пользоваться псевдогексагональной элементарной ячейкой, то ее размеры окажутся следующими:  $a = 5,97 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,58 \text{ \AA}$ .

Рентгенограммы, снятые при высоких температурах, показывают, что фаза  $\text{Co}_3\text{As}_2$  существует только выше 940° C [1]. Ниже этой температуры наблюдаются только линии  $\text{Co}_2\text{As}$  и  $\text{CoAs}$ . Подтверждено, что  $\text{CoAs}$  при комнатной температуре имеет ромбическую структуру типа  $\text{FeAs}$ . Периоды решетки  $\text{CoAs}$ :  $a = 3,458 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,869 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,292 \pm 0,006 \text{ \AA}$ . В интервале температур 944—960° C ромбическая структура превращается в гексагональную структуру, однотипную  $\text{NiAs}$ .

В недавней работе тех же авторов [2] идентифицированы соединения  $\text{CoAs}_2$  и  $\text{CoAs}_3$ . Предполагается, что  $\text{CoAs}_2$  имеет ромбическую структуру;  $a = 5,87 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,22 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,01 \text{ \AA}$ .  $\text{CoAs}_3$  имеет кубическую решетку с периодом  $8,206 \pm 0,002 \text{ \AA}$ .

1. Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1957, v. 35, p. 449—457.
2. Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1960, v. 38, p. 313—316.

0,1584  
I,8416

### As—Cr. Мышьяк—хром \*

В работе [1] повторно исследовали структуру арсенидов  $\text{Cr}$  с помощью рентгеновского анализа спеченных образцов, приготовленных из  $\text{Cr}$  и  $\text{As}$  чистотой соответственно 99,3 и 99,9%. Построена диаграмма состояния  $\text{As—Cr}$ , но она не приводится, поскольку ее построение не оправдано. Периоды решетки  $\text{CrAs}$  (ромбическая элементарная ячейка) составляют  $a = 3,48 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,21 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,73 \text{ \AA}$ . У сплава, содержащего 40% (ат.)  $\text{As}$  и отвечающего по составу  $\text{Cr}_2\text{As}_2$ , установлена тетрагональная структура;  $a = 7,05 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,05 \text{ \AA}$ . Повторное определение периодов тетрагональной элементарной ячейки  $\text{Cr}_2\text{As}_2$  дает:  $a = 3,58 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,25 \text{ \AA}$ . Дифракционные линии, по-видимому, новой промежуточной фазы были самыми

93

сильными при содержании в сплавах около 17% (ат.) As. Из анализа рентгенограммы следует, что эта фаза имеет тетрагональную решетку;  $a = 2,90 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,25 \text{ \AA}$ . Значения периодов, определенные для  $\text{Cu}_3\text{As}$  и  $\text{Cu}_5\text{As}_2$ , хорошо согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]).

1. Yuzuri M. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 2007—2012.

1,7510  
0,2490

### As—Cs. Мышьяк—цезий

Соединение  $\text{Cs}_2\text{As}$  можно получить в присутствии избытка расплавленного Cs [1]. Структуру  $\text{Cs}_2\text{As}$  определить не смогли. Большинство дифракционных линий отвечало решетке типа  $\text{Na}_3\text{As}$ , но дополнительные линии объяснить не удалось, а расчеты интенсивности не согласовались с результатами измерений.

1. Gnizmann G. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 210—225.

0,0715  
1,9285

### As—Cu. Мышьяк—медь \*

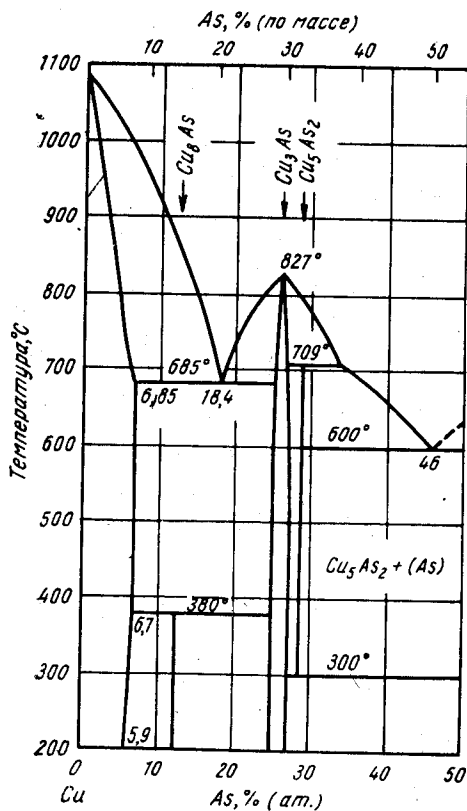


Рис. 33. As—Cu

Диаграмма состояния As—Cu, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 94), перестроена (рис. 33). Ликвидус и солидус взяты из работы [1], в которой проведено полное повторное исследование этой системы.

Остановка на термической кривой при температуре перитектической горизонтали (709°С) и характерная рентгенограмма [2] позволяют определенно говорить о существовании фазы, более богатой As, чем  $\text{Cu}_3\text{As}$ . Рентгенограммы, снятые с порошков, предварительно были рассчитаны в тетрагональной системе; периоды решетки оказались равными:  $a = 7,48 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,12 \text{ \AA}$ . Стехиометрический состав этой фазы находится почти на As-стороне фазы  $\text{Cu}_5\text{As}_2$  [2]. Имеются также доказательства того, что эта фаза распадается на  $\text{Cu}_3\text{As}$  и As ниже 300°С. Промежуточных фаз, более богатых As, нет.

Область существования  $\text{Cu}_3\text{As}$  занимает интервал концентраций 25—27% (ат.) As [2]. Периоды гексагональной элементарной ячейки этой фазы с увеличением содержания As изменяются от  $a = 7,132 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,304 \text{ \AA}$  до  $a = 7,113 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,272 \text{ \AA}$ .  $\text{Cu}_3\text{As}$  не претерпевает полиморфных

превращений [2]. Наблюдаемый эффект, по всей вероятности, связан с образованием  $\text{Cu}_5\text{As}$  по перитектоидной реакции.

В интервале концентраций 11—12,5% (ат.) As промежуточная фаза образуется по перитектоидной реакции ниже 380°С [2]. Эта фаза, обозначенная в работе [3] как  $\text{Cu}_6\text{As}$ , имеет г. к. решетку;  $a = 2,60 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,26 \text{ \AA}$ . В работе [2] подтверждена эта идентификация структуры;  $a = 2,588 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,226 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Для этой фазы предпочтительнее формула  $\text{Cu}_6\text{As}$  [2].

1. Hume-Rothery W., Burns J. Phil. Mag., 1957, v. 2, p. 1177—1196.
2. Heyding R. D., Despaull G. J. G. Canad. J. Chem., 1960, v. 38, p. 2477—2481.
3. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.

1,6637  
0,3363

### As—Dy. Мышьяк—диспрозий

Существование соединения DyAs подтверждено в двух работах [1, 2]. Соединение имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 5,803 [1] или 5,780 А [2].

1. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research», E. V. Kleber ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.

1,6510  
0,3490

### As—Er. Мышьяк—эрбий

Соединение ErAs имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1—3]; с периодом 5,745 ± 0,002 [1] или 5,732 А [2].

1. Bruzzone G. Atti. Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
3. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research», E. V. Kleber ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,1275  
1,8725

### As—Fe. Мышьяк—железо \*

Используя прецизионные измерения периода решетки сплавов, содержащих 0,02% С, в работах [1, 2] определили предельную растворимость As в  $\alpha\text{-Fe}$  в твердом состоянии до эвтектической температуры:

Температура, °С	835	800	700	600	500	400
Растворимость, % (ат.)	9,5	9,1	8,3	7,5	6,8	6,1

Координаты петли  $\gamma$ -фазы при температуре 1150°С отвечают 1,31 и 1,80% (ат.) As [2], что удовлетворительно согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3, 7]).

В работе [3] систему As—Fe исследовали рентгеновским методом; вновь подтверждена тетрагональная структура фазы  $\text{Fe}_2\text{As}$ . Приводимые значения повторно измеренных периодов решетки равны:  $a = 3,627 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,981 \text{ \AA}$ . Периоды ромбической элементарной ячейки фазы FeAs определены заново:  $a = 3,372 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,023 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,432 \pm 0,002 \text{ \AA}$ . Значения периодов решетки фаз  $\text{Fe}_2\text{As}$  и FeAs близко согласуются с данными предыдущих исследований.

В работе [4] наблюдали промежуточную фазу со стехиометрическим составом, отвечающим формуле  $\text{FeAs}_2$ , но с небольшим дефицитом As; эта фаза имеет ромбическую решетку;  $a = 2,88 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,300 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,982 \text{ \AA}$ .



1. Свечников В. Н. и др. ФММ, 1958, т. 6, с. 662—664.
2. Свечников В. Н., Шурин А. К. ДАН УССР, 1957, вып. 1, с. 27—29.
3. Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1957, v. 35, p. 449—457.
4. Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1960, v. 38, p. 313—316.

0,0312  
1,9688

### As—Ga. Мышьяк—галлий \*

Ликвидус системы As—Ga в области конгруэнтно плавящегося соединения GaAs повторно построили в работе [1]; полученные результаты очень хорошо согласуются с данными предыдущего исследования (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Кроме того, вывели соотношения [1], связывающие температуру, давление и составы жидкой фазы; четвертная точка ( $GaAs_{Tb} + As_{Tb} + Ж + Г$ ) наблюдается при температуре  $\sim 810^\circ C$  и давлении 30 ат.

По данным прецизионного измерения, период г. ц. к. решетки соединения GaAs равен  $5,6534 \pm 0,0002$  А [2]. Аналогичные измерения с точностью, меньшей на одну значащую цифру, выполнены в работе [3].

1. Boomgaard J. V. D., Schol K. Philips Res. Rept., 1957, v. 12, p. 127—140.
2. Giesecke G., Pfister H. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 369—371.
3. Горюнова Н. А., Григорьева В. М. ЖТФ, 1956, т. 26, с. 2157—2161.

1,6778  
0,3222

### As—Gd. Мышьяк—гадолиний

Согласно работе [1], температура плавления соединения GdAs превышает  $2270^\circ C$ . Эта фаза имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 5,854 [2] или 5,862 А [3].

1. Miller J. F., Himes R. C. В кн. «Rare Earth Research». E. V. Kleber ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 232—240.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
3. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». Kleber E. V. ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,0136  
1,9864

### As—Ge. Мышьяк—германий \*

Согласно работе [1], максимальная растворимость As в Ge в твердом состоянии при температуре  $800^\circ C$  составляет  $1,8 \cdot 10^{20}$  атом/см<sup>3</sup> [ $\sim 0,4\%$  (ат.)], что значительно отличается от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 97). При температуре перитектической горизонтали ( $736^\circ C$ ) жидкость содержит 44% (ат.) As [2], что удовлетворительно согласуется с данными предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Кривая ликвидуса в интервале концентраций 16—41% (ат.) As, вновь построенная в работе [3], подтверждает данные предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

GeAs<sub>2</sub> имеет ромбическую структуру, пространственная группа Pbam, на одну элементарную ячейку приходится 8 формульных единиц;  $a = 14,76 \pm \pm 0,03$  А,  $b = 10,16 \pm 0,03$  А,  $c = 3,728 \pm 0,008$  А [4]. Эти значения периодов решетки хорошо согласуются с данными, приведенными М. Хансенем и К. Андерко (см. т. I [2]).

96

1. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
2. Thurmond C. D. a. o. J. Chem. Phys., 1956, v. 25, p. 799—800.
3. Thurmond C. D., Kowalchik M. Bell. System. Techn. J., 1960, v. 39, p. 169—204.
4. Bryden J. H. Acta Cryst., 1962, v. 15, p. 167—171.

1,8711  
2,1289

### As—H. Мышьяк—водород

Очевидно, приготовить твердые гидриды As очень трудно. Отмечается [1], что диспропорционированием As<sub>2</sub>H<sub>4</sub> (в газовой фазе) можно получить твердую фазу со средним атомным составом AsH<sub>0,52</sub>.

1. Jolly W. L. a. o. U. S. At. Energy Comm. UCRL—4707, 1956, 27p.

1,6573  
0,3427

### As—Ho. Мышьяк—гольмий

Соединение HoAs имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1—3] с периодом 5,771 [1] или 5,759 А [2].

1. Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 30, p. 208—213.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
3. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». Kleber E. V. ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

1,8148  
0,1852

### As—In. Мышьяк—индий \*

Выведены [1] соотношения между давлением, температурой и составами жидкой фазы в системе As—In. Четвертная точка ( $InAs_{Tb} + As_{Tb} + Ж + Г$ ) находится при температуре  $\sim 740^\circ C$  и давлении 10 ат [1]. Принимается диаграмма состояния, приведенная М. Хансенем и К. Андерко (см. т. I, рис. 98). По данным различных определений, период г. ц. к. решетки InAs имеет следующее значение: 6,06 [2],  $6,056 \pm 0,001$  [3],  $6,0584 \pm 0,0001$  [4] или 6,05—6,10 А [5].

1. Vander Boomgaard J., Schol K. Philips Res. Rept., 1957, v. 12, p. 127—140.
2. Köster W., Urlich W. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 365—367.
3. Горюнова Н. А. и др. ЖТФ, 1955, т. 25, с. 2419—2421.
4. Giesecke G., Pfister H. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 369—371.
5. Семилетов С. А., Ман Л. И. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 314—315.

1,5888  
0,4112

### As—Ir. Мышьяк—иридий \*

Помимо соединения IrAs<sub>2</sub>, приводимого М. Хансенем и К. Андерко (см. т. I [1]), известны два других: IrAs<sub>3</sub> [1—3] и, по-видимому, соединение в интервале составов между IrAs<sub>2</sub> и IrAs<sub>3</sub> [1]. Указывается [1], что IrAs<sub>2</sub> имеет сложную еще не определенную структуру, которая родственна CoAs<sub>2</sub>, но сложнее ее и, возможно, однотипна со структурой IrP<sub>2</sub>, описанной в работе [4]. IrAs<sub>2</sub> имеет о. ц. к. решетку типа CoAs<sub>2</sub> с периодом  $8,467 \pm 0,001$  [1] или 8,4691 А при температуре  $20^\circ C$  [2, 3]. IrAs<sub>3</sub>, очевидно, распадается по реакции, обратной перитектической, в интервале температур 1000—1200° С [2].

- Heyding R. D., Calvert L. D. *Canad. J. Chem.*, 1961, v. 39, p. 955—957.
- Kjekshus A. *Acta Chem. Scand.*, 1961, v. 15, p. 678—681.
- Kjekshus A., Pedersen G. *Acta Cryst.*, 1961, v. 14, p. 1065—1070.
- Rundvist S. *Nature*, 1960, 185, p. 31; см. [1].

0,2826  
I,7174

### As—K. Мышьяк—калий \*

Частичная диаграмма состояния As—K (рис. 34) исследована методом термического анализа [1]. Кривые ликвидуса и солидуса вблизи компонентов не построены. В системе As—K имеются четыре промежуточные фазы:  $K_3As$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]),  $K_2As_4$ ,  $KAs$  и  $KAs_2$ . Первые три фазы имеют четко выраженные конгруэнтные точки плавления. Фаза  $KAs_2$  склонна распадаться или сублимировать выше  $760^\circ C$ . Фаза  $KAs_2$  претерпевает структурное превра-

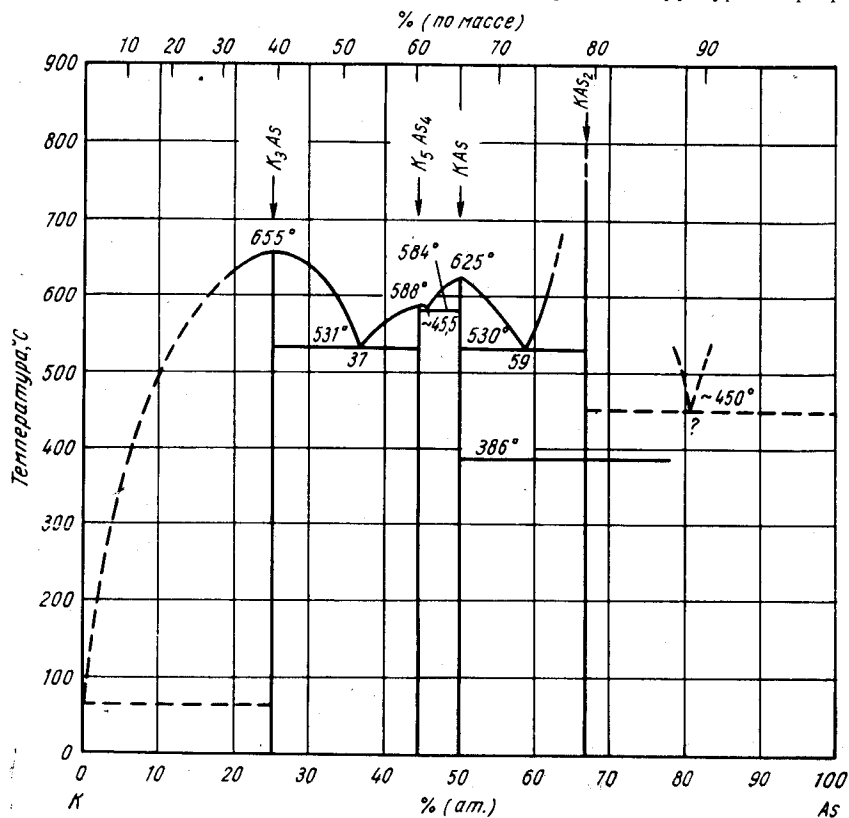


Рис. 34. As—K

щение при температуре  $386^\circ C$ , которое может вызывать остановку на термической кривой. Этот переход также подтверждается различиями в рентгенограммах, снятых с порошков. Между  $KAs_2$  и As при температуре около  $450^\circ C$  образуется эвтектика, но ее состав не смогли определить.

- Dogn F. W. u. a. Z. *Anorg. Allgem. Chem.*, 1961, Bd 209, S. 204—209.

I,8148  
0,1852

### As—Li. Мышьяк—литий \*

При повторном определении периодов гексагональной решетки фазы  $Li_2As$  установлено [1], что они имеют следующие значения:  $a = 4,377 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,801 \text{ \AA}$ . Температура плавления  $Li_2As$  составляет  $1000^\circ C$  [1]. Фаза  $LiAs$  плавится при температуре  $550^\circ C$  [1] и, согласно работе [2], имеет моноклинную решетку;  $a = 5,79 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,24 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,70 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 117,4 \pm 0,2^\circ$ .

- Tate R. E., Schonfeld F. W. *Trans. AIME*, 1959, v. 215, S. 296—298.
- Cromer D. T. *Acta Cryst.*, 1959, v. 12, p. 36—41.

0,4886  
I,5114

### As—Mg. Мышьяк—магний \*

Кроме  $Mg_3As_2$ , в системе As—Mg существует вторая промежуточная фаза  $MgAs_4$  [1]. При повышенных температурах эта фаза склонна к диссоциации, но при давлении паров As, равном  $5 \text{ ат}$ , она устойчива до температуры плавления ( $792 \pm 5^\circ C$ ).

- Pigon K. *Helv. Chim. Acta*, 1961, v. 44, p. 30—34.

0,1347  
I,8653

### As—Mn. Мышьяк—марганец \*

Прежде чем строить диаграмму состояния As—Mn, необходимо повторно построить кривые ликвидуса и солидуса для сплавов, приготовленных с использованием Mn высокой чистоты. Фазовые равновесия, главным образом в твердом состоянии, в значительной степени изучены в работах [1, 2], в которых сплавы готовили на основе Mn чистотой соответственно 99,15% [1] и 99,9% [2]. Диаграмма состояния As—Mn (рис. 35) взята у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 99), но в нее внесены дополнения в соответствии с данными работ [1, 2].

Установлено [1], что соединение  $Mn_3As$  образуется по перитектической реакции. На основе соединения  $Mn_2As$  предполагается область твердых растворов (см. М. Хансен и К. Андерко, рис. 99); данные кристаллографического и дилатометрического анализов [1], а также термический анализ и определение периодов решетки рентгеновским методом [2] свидетельствуют о существовании незначительной области твердых растворов. При температурах ниже  $300^\circ C$   $Mn_3As$  является антиферромагнетиком, а ниже  $0^\circ C$  — ферромагнетиком [2].

Указывается [1], что  $Mn_3As_2$  образуется по перитектической реакции при температуре  $880^\circ C$  и имеет полиморфное превращение при  $750^\circ C$ ; в работе [2] сделан вывод относительно образования  $Mn_3As_2$  по перитектической реакции; превращение в низкотемпературной модификации происходит в результате двух невариантных переходов: первый наблюдается в сплавах, богатых Mn, при  $775^\circ C$ , а второй — в сплавах, богатых As, при  $750^\circ C$ .  $Mn_3As$  является ферромагнетиком при температурах ниже  $0^\circ C$  [2].

В работе [1] при более низких температурах идентифицировано соединение  $Mn_4As_3$ ; по данным измерений электрического сопротивления, температура образования этого соединения, по-видимому, равна  $\sim 650^\circ C$ . В работе [2] о таком соединении не сообщается.

В работе [1] не нашли убедительных признаков существования соединения  $Mn_2As_7$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, [8]) при более высоких температурах или вблизи линии солидуса.

Полиморфное превращение в  $MnAs$  при температуре  $40^\circ C$  исследовано в работах [1, 3—6]. Превращение носит бездиффузионный характер, но не является превращением мартенситного типа [3—6]; превращение идет путем дробления зерен  $MnAs$  на отдельные субзерна, располагающиеся вдоль направления [001];

это — превращение первого рода, о чем свидетельствует изменение удельной теплоемкости, периода решетки и электрического сопротивления [5]. Другое превращение, очевидно, второго рода, происходит при температурах 120—130°С [1] (см. также М. Хансен и К. Андерко, т. I [14]). При температурах ниже 40°С MnAs является ферромагнетиком; выше 120°С это соединение парамагнитно, а в интервале 40—120°С — антиферромагнитно (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [13]). По данным прецизионного рентгеновского исследова-

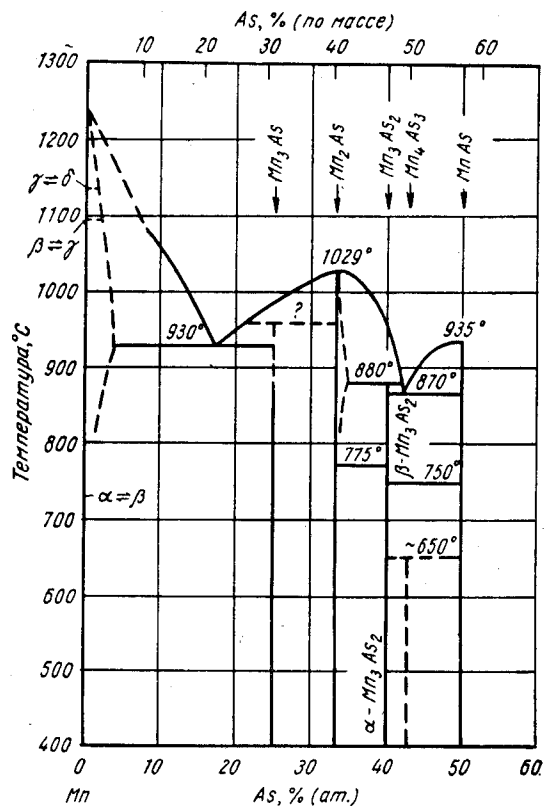


Рис. 35. As—Mn

ния [6], при температурах несколько выше 40°С происходит искажение структуры типа NiAs до ромбической; это искажение постепенно уменьшается при повышении температуры до 120°С; выше 120°С снова восстанавливается структура типа NiAs.

**Кристаллическая структура.** Mn<sub>2</sub>As имеет тетрагональную решетку типа Cu<sub>2</sub>Sb;  $a = 3,76 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,25 \text{ \AA}$  [1] или  $a = 3,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,25 \text{ \AA}$  [2].

Mn<sub>3</sub>As<sub>2</sub> имеет искаженную кубическую решетку;  $a = 6,85 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,12 \text{ \AA}$  [1].

Mn<sub>4</sub>As<sub>3</sub> имеет простую тетрагональную решетку;  $a = 6,10 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,29 \text{ \AA}$  [1].

MnAs имеет гексагональную структуру типа NiAs;  $a = 3,715 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,721 \text{ \AA}$  (ниже 39°С) и  $a = 3,724 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,706 \text{ \AA}$  (при комнатной температуре) [5]. Менее точные значения периодов решетки MnAs приводятся в работах [1, 2]. Периоды ромбической решетки MnAs типа MnP (выше 40°С) равны:  $a = 5,724 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,663 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,367 \text{ \AA}$  [6];  $a = 5,63 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,62 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,37 \text{ \AA}$  [7] (оси переставлены с целью их соответствия данным работы [6]).

1. Brauer J. B. Rome Air Development Center, Griffiss AFB, N. Y., RADC Tech. Rept., 60—165. 1960, 54p.
2. Yuzuri M., Yamada M. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1845—1850.
3. Basinski Z. S., Pearson W. B. Canad. J. Phys., 1958, v. 36, p. 1017—1021.
4. Meyer J. P., Taglang P. Compt. Rend., 1958, v. 246, p. 1820—1822.
5. Basinski Z. S. a. o. Trans. Indian Inst. Metals, 1960, v. 3, p. 141—149.
6. Kornelsen R. O. Canad. Phys., 1961, v. 39, p. 1728—1729.
7. Щукарев С. А. и др. ЖОХ, 1961, т. 31, с. 1773—1777.

0,7284  
1,2716

### As—N. Мышьяк—азот

Соединение AsN можно получить химическим путем или прямым взаимодействием As с активированным N [1,2].

1. Strutt R. J. Proc. Roy. Soc. (London), 1913, A88, p. 539a, 543; Satoh S. Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Res. (Tokyo), 1938, v. 34, 1358.
2. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов. Металлургиздат, 1952, с. 396; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 120.

1,7154  
0,2848

### As—Nd. Мышьяк—неодим \*

Значение периода решетки соединения NdAs типа NaCl, приводимое М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1],  $a = 3,96 \text{ \AA}$ ), является типографской ошибкой. Он должен быть равен  $5,970 \text{ \AA}$  [1].

1. Iandelli A. Atti Accod. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69. В кн. «Rare Earth Research. E. V. Kleber ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,1060  
1,8940

### As—Ni. Мышьяк—никель \*

Высокотемпературное рентгеновское исследование [1] позволило внести некоторую ясность в строение диаграммы состояния As—Ni. Фаза Ni<sub>5</sub>As<sub>3</sub> имеет узкую область гомогенности [28,9—30,5% (ат.) As]. При температурах ниже 200°С на границе этой области со стороны As появляются две новые кристаллографические формы, одна из которых по структуре очень похожа на исходную фазу Ni<sub>5</sub>As<sub>3</sub>. Так называемая β'-фаза является продуктом быстрого охлаждения с повышенных температур. Вторая фаза появляется в процессе термической обработки ниже 200°С. Во всех случаях продукты превращения смешаны с фазами Ni<sub>5</sub>As<sub>3</sub> и Ni<sub>11</sub>As<sub>8</sub>.

Фаза, называемая до сих пор Ni<sub>3</sub>As<sub>2</sub>, имеет более вероятный стехиометрический состав Ni<sub>11</sub>As<sub>8</sub> [1, 2]. Как предсказывается М. Хансеном и К. Андерко, эта фаза в действительности образуется по перитектической реакции [1] при температуре, несколько превышающей 830°С. На основе фазы Ni<sub>11</sub>As<sub>8</sub> не существует области твердых растворов. Область твердых растворов на основе фазы NiAs простирается от 50,0 до 51,3% (ат.) As. Согласно работе [2], эвтектика между NiAs и NiAs<sub>2</sub> содержит 58% (ат.) As и плавится при температуре  $853 \pm 1^\circ \text{C}$ . Сообщается, что чистое соединение NiAs<sub>2</sub> имеет аллотропическое превращение при температуре 550°С [2] или  $>600^\circ \text{C}$  [3]. Равновесная диаграмма состояния As—Ni, пересмотренная в соответствии с данными работ [1, 2], приведена на рис. 36.

Высокотемпературная модификация  $\beta$ -NiAs<sub>2</sub> имеет ромбическую решетку ( $a = 3,54$  А,  $b = 4,76$  А,  $c = 5,79$  А), т. е. структуру раммельсбергита [3]. Низкотемпературная модификация  $\alpha$ -NiAs<sub>2</sub> также имеет ромбическую решетку ( $a = 5,75$  А,  $b = 5,82$  А,  $c = 11,43$  А), т. е. структуру парараммельсбергита [3]. В работе [1] подтверждено, что соединение Ni<sub>3</sub>As<sub>3</sub> имеет гексагональную структуру; периоды решетки при содержании 29% (ат.) As равны:  $a = 6,83$  А,  $c = 12,60$  А. Размеры тетрагональной элементарной ячейки Ni<sub>11</sub>As<sub>8</sub> составляют:

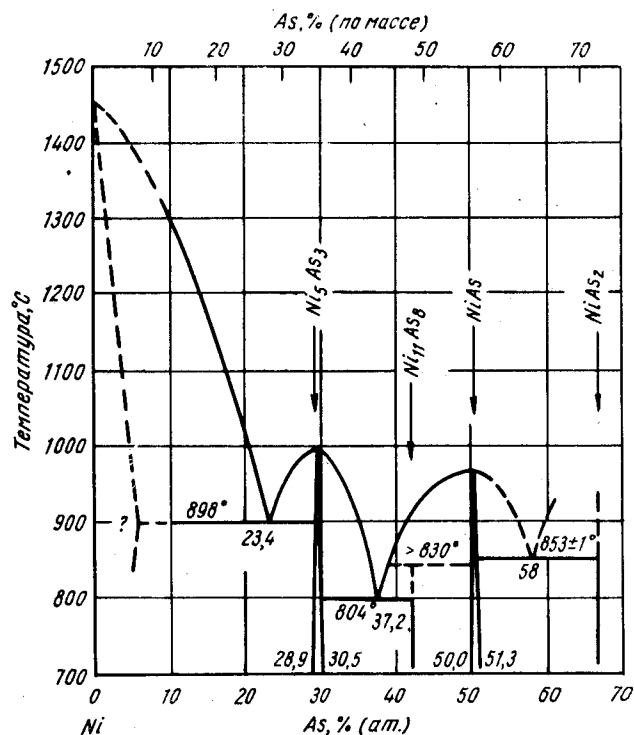


Рис. 36. As—Ni

$a = 6,868 \pm 0,004$  А,  $c = 21,80 \pm 0,02$  А. По данным других определений [2], периоды решетки равны:  $a = 6,870 \pm 0,001$  А,  $c = 21,81 \pm 0,01$  А. Периоды решетки NiAs при эквиатомном соотношении компонентов равны:  $a = 3,619 \pm 0,002$  А,  $c = 5,034 \pm 0,002$  А.

Изменения периодов решетки в зависимости от состава и температуры исследованы в работе [1].

- Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1957, v. 35, p. 1205—1215.
- Yund R. A. Carnegie Inst. Wash. Year Book, 1959, v. 58, p. 148—153.
- Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1960, v. 38, p. 313—316.

0,6704  
1,3296

### As—O. Мышьяк—кислород

Соединение As<sub>2</sub>O<sub>3</sub> существует в трех модификациях: арсенолит с г. ц. к. решеткой и периодом 11,07 А; клаудерит I с моноклинной решеткой и периодами:  $a = 5,26$  А,  $b = 12,93$  А,  $c = 4,55$  А,  $\beta = 93^\circ 49'$  и клаудерит II с моноклинной решеткой и периодами:  $a = 7,99$  А,  $b = 4,57$  А,  $c = 9,11$  А,  $\beta = 78^\circ 19'$  [1].

- Almin K. E., Westgren A. Arkiv Kemi, Mineral. Geol., 1941—1942, 15B (22); Bozorth R. M. J. Amer. Chem. Soc., 1923, v. 45, p. 1621; Freuch A. J. Bull. Geol. Soc. Am., 1950, v. 61, p. 1463; Buerger M. J. Amer. Mineralogist, 1942, v. 27, p. 216; Becher K. A. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1951, Bd 266, S. 293, 1954, Bd 275, S. 297; см. Pearson W. B. «A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys», Pergamon Press, N. Y., 1958, p. 1005.

1,5953  
0,4047

### As—Os. Мышьяк—осмий

В работе [1] исследовали сплавы, содержащие 25; 33,3; 50; 66,6 и 75% (ат.) As. Обнаружено единственное соединение OsAs<sub>2</sub>. Это соединение имеет ромбическую решетку, однотипную с решеткой FeS<sub>2</sub> (марказит);  $a = 5,40 \pm 0,01$  А,  $b = 6,16 \pm 0,01$  А,  $c = 3,00 \pm 0,01$  А.

- Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1961, v. 39, p. 955—957.

0,3835  
1,6165

### As—P. Мышьяк—фосфор \*

Согласно работе [1], область твердого раствора на основе P простирается от 26 до 100% (ат.) P. Эти данные отрицают существование фазы AsP (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Периоды решетки этого твердого раствора в зависимости от состава приводятся в работе [1]. В интервале концентраций 13—26% (ат.) P существует двухфазная область [1].

- Krebs H. Chem. Ber. 1957, Bd 90, S. 1031—1037.

1,8464  
0,1536

### As—Pd. Мышьяк—палладий \*

В системе As—Pd существуют по крайней мере два соединения. Pd<sub>3</sub>As имеет о. ц. тетрагональную решетку типа Fe<sub>3</sub>C [1, 2];  $a = 9,98_6$  А,  $c = 4,83_6$  А [2]. PdAs<sub>2</sub> имеет кубическую решетку типа C2 (пирит), что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]);  $a = 5,983 \pm 0,01$  А [1]. В интервале концентраций между Pd<sub>3</sub>As и Pd<sub>2</sub>As наблюдали ряд сложных фаз [1].

- Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1961, v. 39, p. 955—957.
- Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 303.

1,5840  
0,4160

### As—Pt. Мышьяк—платина \*

По данным повторных определений, период решетки соединения PtAs<sub>2</sub> имеет следующие значения:  $5,966 \pm 0,001$  [1],  $5,9665$  А [2]. В сплавах, содержащих 25; 33,3; 50; 66,6 и 75% (ат.) As, каких-либо других арсенидов не встретили [1].

- Heyding R. D., Calvert L. D. Canad. J. Chem., 1961, v. 39, p. 955—957.
- Kjekschus A. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 1450; см. [1].

Г, 4961  
0, 5039

### As—Pu. Мышьяк—плутоний \*

Период решетки фазы PuAs повторно определили в работе [1]; он равен  $5,855 \pm 0,004$  А (для элементарной ячейки типа NaCl). Соединение PuAs устойчиво до температуры  $2000^\circ$  С; при более высоких температурах оно распадается.

1. G o r u m A. E. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 144.

Г, 9427  
0, 0573

### As—Rb. Мышьяк — рубидий

В работе [1] установлено, что соединение  $Rb_3As$  имеет гексагональную решетку типа  $Na_3As$ ;  $a = 6,05$  (2) А,  $c = 11,73$  А.

1. G n u t z m a n n G. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 210—225.

Г, 8621  
0, 1379

### As—Rh. Мышьяк—родий \*

В результате рентгеновского исследования сплавов, содержащих 25; 33,3; 50; 66,6 и 75% (ат.) As, идентифицированы четыре фазы:  $Rh_2As$ ,  $RhAs$ ,  $RhAs_3$  и  $RhAs_5$  [1]. Соединение  $Rh_2As$  имеет г. ц. к. решетку (типа антифлюорита);  $a = 5,674 \pm 0,001$  А.  $RhAs$  имеет ромбическую решетку, однотипную с решеткой MnP;  $a = 5,62 \pm 0,01$  А,  $b = 3,58 \pm 0,01$  А,  $c = 6,00 \pm 0,01$  А.  $RhAs_3$  имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $CoAs_3$ ;  $a = 8,453 \pm 0,001$  А. Структура  $RhAs_5$  не определена.

1. H e y d i n g R. D., C a l v e r t L. D. Canad. J. Chem., 1961, v. 39, p. 955—957.

Г, 8672  
0, 1328

### As—Ru. Мышьяк—рутений \*

В результате исследования сплавов, содержащих 25; 33,3; 50; 66,6 и 75% (ат.) As, идентифицированы два арсенида:  $RuAs$  и  $RuAs_2$  [1]. Фаза  $RuAs$  имеет ромбическую решетку, однотипную с решеткой MnP;  $a = 5,70 \pm 0,01$  А,  $b = 3,25 \pm 0,01$  А,  $c = 6,27 \pm 0,01$  А. Соединение  $RuAs_2$ , также имеющее ромбическую решетку, однотипно с  $FeS_2$  (марказитом);  $a = 5,41 \pm 0,01$  А,  $b = 6,17 \pm 0,01$  А,  $c = 2,96 \pm 0,01$  А.

1. H e y d i n g R. D., C a l v e r t L. D. Canad. J. Chem., 1961, v. 39, p. 955—957.

0, 2217  
Г, 7783

### As—Sc. Мышьяк—скандий

В работе [1] установлено, что промежуточная фаза  $AsSc$  имеет г. ц. к. решетку, однотипную с решеткой NaCl;  $a = 5,487$  А.

1. B r i x n e r L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199, 201.

0, 4260  
Г, 5740

### As—Si. Мышьяк—кремний \*

Коэффициент распределения  $K_0$  As в Si равен 0,3 при температуре плавления Si [1]. По данным измерения емкостного сопротивления [2], растворимость As в Si при температуре  $1300^\circ$  С составляет  $1,5 \cdot 10^{21}$  атом/см<sup>3</sup> [ $\sim 3\%$  (ат.)], что значительно отличается от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]).

104

1. B u r t o n J. A., Physica, 1954, v. 20, p. 845.
2. H a s s i o n F. X., R u s s o L. J. Частное сообщение автору работы [3].
3. T r u m b o r e F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

Г, 6973  
0, 3027

### As—Sm. Мышьяк—самарий

В работе [1] установлено, что промежуточная фаза  $SmAs$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $5,921 \pm 0,003$  А.

1. I a n d e l l i A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1956, Bd 288, S. 81—86.

Г, 9319  
0, 0681

### As—Sr. Мышьяк—стронций \*

В работе [1] подтверждено существование соединения  $Sr_3As_2$ ; авторы измеряли энтальпию образования этого соединения. Предполагается существование арсенидов с более высоким содержанием As.

1. A р и я С. М. и др. ЖОХ, 1957, т. 27, с. 1743—1745.

Г, 6734  
0, 3266

### As—Tb. Мышьяк—тербий

TbAs имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 5,813 [1], 5,827 [2] или  $5,827 \pm 0,002$  А [3].

1. B r i x n e r L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. I a n d e l l i A. В кн. «Rare Earth Research». E. V. Kleber ed. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—144.
3. O l c e s e G. L. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 30, p. 195—200.

Г, 5089  
0, 4911

### As—Th. Мышьяк—торий \*

В работе [1] идентифицированы три промежуточные фазы. Фаза ThAs имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 5,972 А. Фаза  $Th_3As_4$  имеет о. ц. к. решетку типа  $Th_3P_4$  с периодом 8,843 А. Фаза  $ThAs_2$  имеет тетрагональную решетку типа  $Cu_2Sb$ ;  $a = 4,086$  А,  $c = 8,575$  А.

1. F e r r o R. Acta Cryst., 1955, v. 8, p. 360.

0, 1942  
Г, 8058

### As—Ti. Мышьяк—титан \*

Диаграмма состояния As—Ti (рис. 37) в интервале концентраций 0—20% (ат.) As построена в работе [1] методом микроскопического анализа образцов, выплавленных в дуговой печи с использованием Ti и As чистой соответственно 99,8 и 99,9% и отожженных на воздухе (I). Богатое Ti соединение  $Ti_4As$  образует эвтектику с твердым раствором на основе титана; эвтектика содержит  $\sim 12\%$  (ат.) As и плавится при температуре  $1355 \pm 5^\circ$  С. Растворимость As в Ti максимальна [ $\sim 1\%$  (ат.)] при эвтектической температуре. Добавки As повышают температуру полиморфного превращения Ti до температуры перитектоидной горизонтали ( $\sim 900^\circ$  С), хотя ограниченная растворимость при этой температуре и присутствие примесей делают это определение неточным. Кристаллическая

105

структура  $Ti_4As$  не установлена; рентгенограмма  $Ti_4As$  похожа на рентгенограммы  $TiAs$  или  $Ti_4Bi$ ,  $Ti_4Pb$  и  $Ti_4Sb$ .

Установлены две кристаллографические модификации у соединения  $TiAs$  [2]. Одна модификация имеет гексагональную решетку типа  $NiAs$  ( $a = 3,64 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,15 \text{ \AA}$ ); другая модификация, однотипная с  $TiP$ , также имеет гексагональную решетку ( $a = 3,65 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,30 \text{ \AA}$ ).

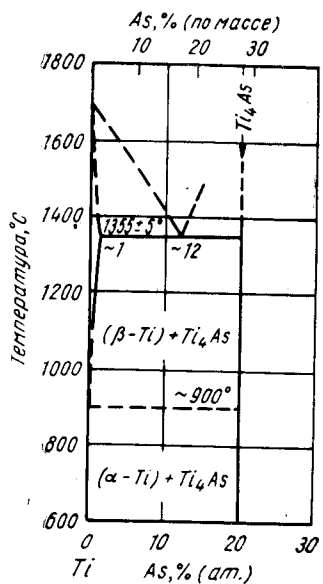


Рис. 37. As—Ti

1. Haynes R. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 277—279.
2. Bachmayer K. u. a. Monatsh. Chem., 1955, Bd 86, S. 39—43.

#### As—Tm. Мышьяк—тулий

В работе [1] установлено, что промежуточная фаза  $AsTm$  имеет г. ц. к. решетку типа  $NaCl$  с периодом  $5,711$  [1] или  $5,721 \text{ \AA}$  [2].

1. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—144.

#### As—V. Мышьяк—ванадий \*

При исследовании сплавов, приготовленных методом взаимной диффузии порошков элементов, в работе [1] установлено существование по крайней мере двух промежуточных фаз:  $V_3As$  и  $VAs$ . Говорится также о существовании третьей фазы в области концентраций около 33% (ат.)  $As$ , но она, однако, еще не идентифицирована.

$V_3As$  имеет кубическую структуру, однотипную со структурой  $Cr_3Si$ ;  $a = 4,75 \text{ \AA}$ . Фаза  $VAs$  имеет ромбическую структуру, однотипную со структурой  $MnP$ ;  $a = 6,316 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,879 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,334 \text{ \AA}$ .

1. Bachmayer K., Nowotny H. Monatsh. Chem., 1955, Bd 86, S. 714—744.

1,9255  
0,0745

#### As—Y. Мышьяк—иттрий

В работах [1, 2] установлено, что промежуточная фаза  $AsY$  имеет г. ц. к. решетку типа  $NaCl$  с периодом  $5,786$  [1] или  $5,805 \text{ \AA}$  [2].

1. Brixner L. H., J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The Macmillan Company, N. Y., p. 135—144.

1,6365  
0,3635

#### As—Yb. Мышьяк—иттербий

В работах [1, 2] установлено, что промежуточная фаза  $AsYb$  имеет г. ц. к. решетку типа  $NaCl$  с периодом  $5,698$  [1] или  $5,702 \text{ \AA}$  [2].

1. Brixner J. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—144.

0,0591  
1,9409

#### As—Zn. Мышьяк—цинк \*

Температура плавления  $ZnAs_2$  составляет  $768^\circ \text{C}$  при давлении паров  $As$ , равном  $3,3 \text{ ат}$  [1]. В результате рентгеновского исследования монокристаллов в работе [2] пересмотрены размеры тетрагональной элементарной ячейки  $Zn_3As_2$ ;  $a = 11,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 23,65 \text{ \AA}$ . Хотя в работе [3] вновь сообщается, что  $ZnAs_2$  имеет ромбическую структуру, что подтверждает предположение предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [9]), в новом рентгеновском исследовании, выполненном на монокристаллах, структура этой фазы идентифицирована как моноклинная;  $a = 9,28 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,68 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,03 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 102^\circ 49'$  [4]. В согласии с данными работы [4], в работе [5] подтверждено, что  $ZnAs_2$  имеет моноклинную решетку;  $a = 9,28 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,72 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,99 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 102^\circ$ .

Путаница относительно структуры  $Zn_3As_2$  выяснена в работе [5]; показано, что это соединение имеет аллотропическое превращение при температуре  $659 \pm \pm 3^\circ \text{C}$ . Согласно работе [5],  $\beta$ - $Zn_3As_2$ , т. е. высокотемпературная модификация, имеет г.ц.к. решетку, тогда как  $\alpha$ - $Zn_3As_2$  (низкотемпературная модификация) — тетрагональную решетку с периодами  $a = 11,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 23,65 \text{ \AA}$ . Авторы [5], очевидно, приводят данные работы [2].

1. Lyons V. J. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 1142—1144.
2. Cole H. a. o. Acta Cryst., 1956, v. 9, p. 685.
3. Fritzsche C. Ann. Physik, 1956, Bd 17, S. 94—101.
4. Senko M. E. a. o. Acta Cryst 1959, v. 12, p. 76.
5. Silvey G., Lyons V. I. Electrochemical Society, Abstracts of Papers Presented by Electronics Division, Philadelphia, May, 1959, p. 144—147 (Abstract No. 861).

1,9140  
0,0860

#### As—Zr. Мышьяк—цирконий

Система  $As$ — $Zr$  исследована в работе [1] с помощью рентгеновского анализа. В интервале концентраций 30—70% (ат.)  $As$  существуют две фазы:  $ZrAs$  и  $ZrAs_2$ . Гексагональная элементарная ячейка  $ZrAs$  ( $a = 3,804 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,87 \text{ \AA}$ ) однотипна с ячейкой  $TiAs$ . Ромбическая элементарная ячейка  $ZrAs_2$  ( $a = 6,80 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,68 \text{ \AA}$ ) однотипна с ячейкой  $PbCl_2$  (тип  $C23$ ).

1. Trzebiatowski W. a. o. Roczniki Chem., 1958, v. 32, s. 189—201.

1,2607  
2,7393

#### Au—В. Золото—бор \*

В противоположность предыдущим исследованиям (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), установлено [1, 2], что  $Au$  и  $B$  в действительности образуют друг с другом сплавы. В работе [1] приготовили два сплава, содержащие 8,4 и 15,6 (ат.) [0,5 и 1% (по массе)]  $B$ , плавкой в тиглях из  $MgO$ . При исследовании микроструктуры обнаружено, что в сплавах присутствует неидентифицированное соединение; повышение температуры плавления, твердости, электрического сопротивления  $^1$   $Au$  указывает на растворимость  $B$  в  $Au$  в твердом состоянии [1].

<sup>1</sup> В оригинале — электропроводности. (примеч. перев.)

В работе [2] синтезом элементов приготовили соединение  $AuB_2$ . Это соединение имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$ ;  $a = 3,14 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,52 \text{ \AA}$  [2].

1. Müller K., Merl W. *Elektrotech. Z.*, 1959, Bd 80, S. 515—518.
2. Obrowski W. *Naturwissenschaften*, 1961, Bd 48, S. 428.

1,3400  
2,6600

### Au—Be. Золото—бериллий \*

Дополнительные измерения периода кубической решетки  $AuBe_3$  дали следующие результаты: 6,100 [1] и 6,086  $\text{Å}$  [2]. В работе [3] подтверждено, что  $AuBe$  имеет кубическую структуру типа  $FeSi$ .

Согласно работе [4], в  $\beta$ -Be растворяется 2—3% (ат.) Au.

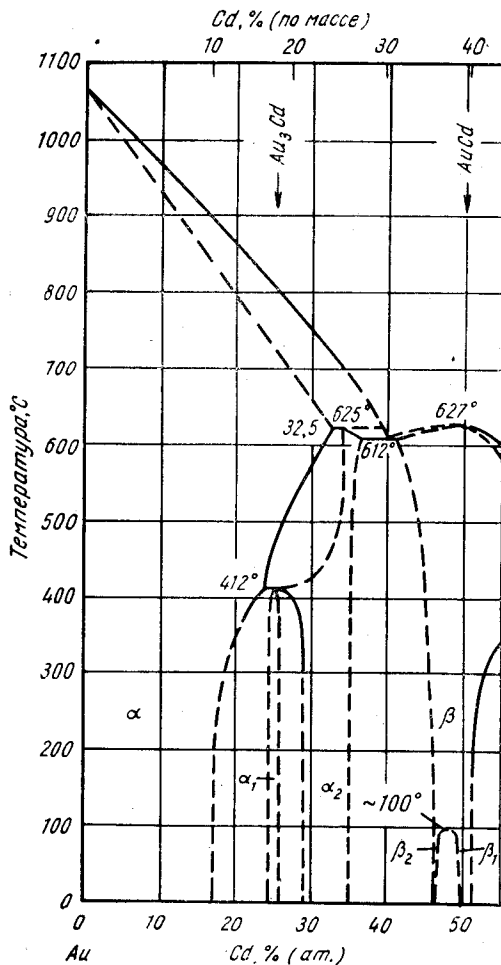


Рис. 38. Au—Cd

1. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. *Acta Cryst.*, 1958, v. 11, p. 122.
2. Chatterjee G. P. *Trans. Indian. Inst. Metals*, 1956—57, v. 10, p. 163—167.
3. Matthias B. T. *Phys. Chem. Solids*, 1959, v. 10, p. 342—343.
4. Sidhu S. S., Henry C. O. *J. Appl. Phys.*, 1950, v. 21, p. 1036—1037.

0,2441  
1,7559

### Au—Cd. Золото—кадмий \*

Диаграмма состояния Au—Cd (рис. 38) взята у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 114), но уточнена в соответствии с данными последних работ [1—3]. Поэтому фазовая область  $\alpha + \alpha_2$  и по всей вероятности перитектоидная горизонталь при температуре 425° C могут простираться до более высоких концентраций Cd, чем это давалось ранее. В работе [1] методами микроскопического и рентгеновского анализов вновь установили границы области  $\alpha_2$ -фазы при температуре 439° C, равные 31—35% (ат.) Cd. По данным калориметрического анализа и измерений электрического сопротивления, в работе [2] сообщается о существовании перитектоидного превращения при температуре 412° C, а не при 425° C, что согласуется с данными М. Хан-

сена и К. Андерко (см. т. I [13]). Результаты работы [2] показывают, что граница  $\alpha_2$ -фазовой области при температуре 439° C проходит не более чем при 28% (ат.) Cd; об этом свидетельствуют данные рентгеновского исследования и измерений электросопротивления.

Данные работы [1] точнее, поскольку они получены микроскопическим методом при обнаружении следов второй фазы в сплаве с 29% (ат.) Cd, отожженном в течение 8 суток.

Периоды кристаллических решеток фаз  $\alpha$ ,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  определены в работе [2] в зависимости от их состава и различных режимов термической обработки и лучше согласуются с данными, приводимыми М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [11]), чем с данными, сообщаемыми ими же (см. там же [12]), в интервале концентраций 23—29% (ат.) Cd.

Упорядоченная структура фазы  $\alpha_1$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [12, 13]) подтверждена в работе [2]; при содержании 24,6% (ат.) Cd эта фаза имеет г. ц. тетрагональную решетку типа  $Ag_3Mg$ ;  $a = 4,116 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,137 \text{ \AA}$ . Подтверждено, что фаза  $\alpha_2$  имеет гексагональную решетку (типа  $Cu_{4,5}Sb$ );  $a = 7,2,90 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,79 \text{ \AA}$  (для сплава состава  $Au_{70}Cd_{25}Tl_5$ ) [4].

Часть диаграммы состояния Au—Cd (рис. 38) в интервале концентраций 45—55% (ат.) Cd взята из работы [3]; в этой работе обнаружено, что выше  $\sim 100^\circ \text{C}$  исследованные сплавы были однофазными. Ниже  $100^\circ \text{C}$   $\beta$ -фаза распадается на две фазы —  $\beta_1$  (при эквимолярном отношении компонентов) и  $\beta_2$  (на стороне Au); обе фазы имеют кубическую структуру типа CsCl, причем структура фазы  $\beta_2$  менее упорядочена из-за нестехиометрического состава. Как в  $\beta_1$ , так и в  $\beta_2$ -фазах, по-видимому, происходят мартенситные превращения. При содержании 47,5% (ат.) Cd превращение заключается в переходе  $\beta \rightarrow \beta'$  ( $\beta'$ -фаза имеет ромбическую решетку) [3, 5, 6]; это превращение происходит при температуре  $\sim 60^\circ \text{C}$ . При содержании 50% (ат.) Cd превращение заключается в переходе  $\beta \rightarrow \beta''$  ( $\beta''$ -фаза имеет тетрагональную решетку); это превращение происходит при температуре  $\sim 30^\circ \text{C}$  [3, 5, 6]. На превращения влияет предшествующая термическая обработка и скорость охлаждения [3—6], но поведение сплавов можно объяснить существованием двухфазной области  $\beta_1 + \beta_2$  в интервале концентраций 46,6—50% (ат.) Cd. В работе [7] сообщается, что обратное превращение происходит при температурах ниже  $60^\circ \text{C}$  в сплавах, содержащих 48—52,5% (ат.) Cd; при этом образуется структура, идентифицированная как ромбоэдрическая искаженная типа B2.

Периоды решетки, выраженные через гексагональную систему, равны:  $a = 8,114 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,798 \text{ \AA}$ . Упорядоченная структура типа CsCl сохраняется до таких высоких температур, как  $620^\circ \text{C}$  [2] и, по всей вероятности, до температуры плавления ( $627^\circ \text{C}$ ).

1. Massalski T. B., *Acta Met.*, 1957, v. 5, p. 541—547.
2. Hirabayashi H., Ogawa S. *Acta Met.*, 1961, v. 9, p. 264—274.
3. Birnbaum H. K. *Trans. AIME*, 1959, v. 215, p. 786—792.
4. Bahn S., Schubert K. Z. *Metallkunde*, 1960, Bd 51, S. 327—339.
5. Wechsler M. S., Read T. A. *J. Appl. Phys.*, 1956, v. 27, p. 194—195.
6. Subramanya B. S. a. o. *J. Australian Inst. Metals*, 1961, v. 6, p. 3—10.
7. Schubert K. u. a. *Naturwissenschaften*, 1957, Bd 44, S. 229—230.

0,5245  
1,7455

### Au—Co. Золото—кобальт \*

На основе полного повторного построения кривых ликвидуса, солидуса и ограниченной растворимости в твердом состоянии в работе [1] представили диаграмму состояния Au—Co, которая не отличается от диаграммы, опубликованной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 116). Измерения магнитных свойств при низких

температурах показывают [2], что Co обладает растворимостью в Au в интервале температур 300—700° С, что согласуется с данными по растворимости, приводимыми М. Хансеном и К. Андерко (т. I, рис. 116).

1. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1956, т. I, с. 1047—1051.
2. Weil L. Z. Physik Chem. (Frankfurt), 1958, Bd 16, S. 368—371.

0,5788  
1,4212

### Au—Cr. Золото—хром \*

На основе изучения сплавов, содержащих до 50% (ат.) Au, в работе [1] построена диаграмма состояния Au—Cr (рис. 39). Признаков существования промежуточных фаз не обнаружено, и поэтому часть диаграммы состояния Au—Cr ниже солидуса (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 117) следует считать неправильной. Отсутствие промежуточных фаз установлено методами микроскопиче-

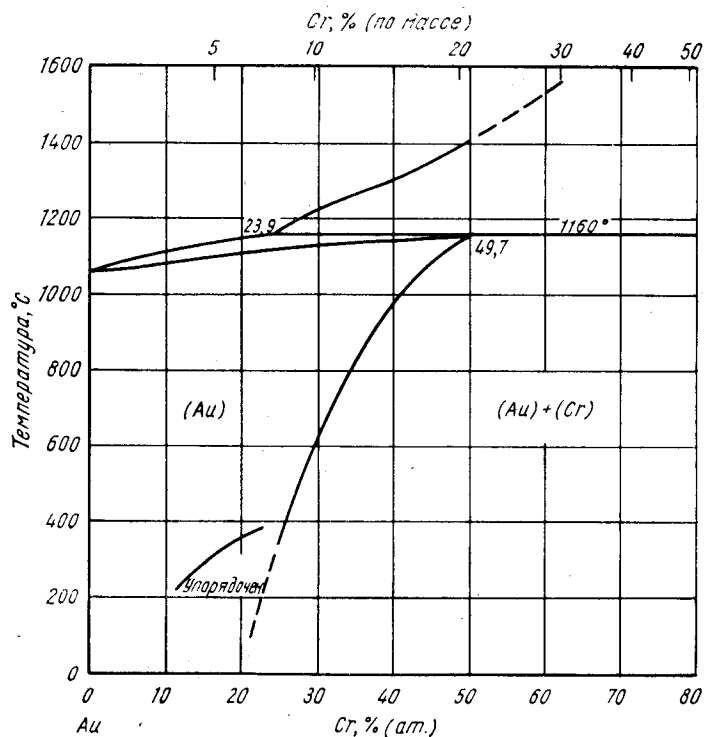


Рис. 39. Au—Cr

ского, рентгеновского и термического анализов. Согласно работе [2], ограниченный твердый раствор на основе Au может при охлаждении претерпевать превращение, состоящее в упорядочении структуры до структуры типа Ni<sub>4</sub>Mo. Это превращение обнаружено при измерении магнитной восприимчивости.

1. Raub E. Z. Metallkunde, 1961, Bd 51, S. 290—291.
2. Schubert a. o. Неопубликованная работа; см. Wachtel E., Vetter U. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 525—529.

0,1714  
1,8286

### Au—Cs. Золото—цезий \*

Методами термического и рентгеновского анализов в работе [1] построена диаграмма состояния Au—Cs (рис. 40). В системе имеется только одна промежуточная фаза AuCs. Существование этой фазы установлено ранее [2, 3]; AuCs, по данным работы [3], имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 4,263 ±

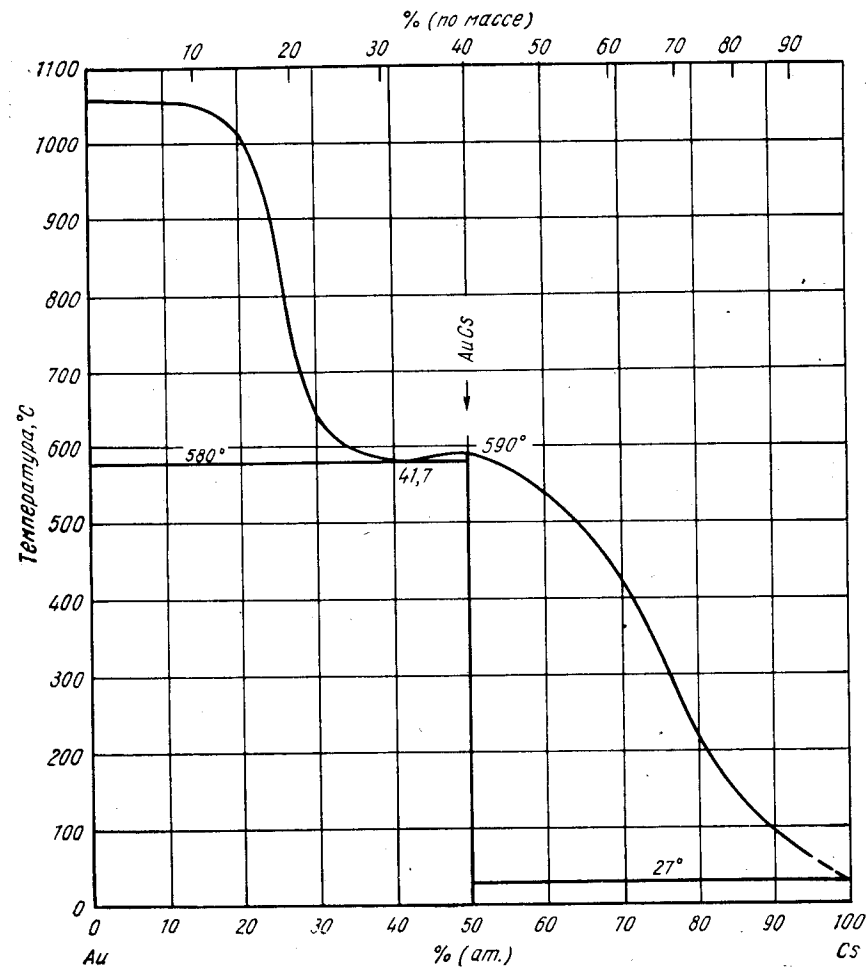


Рис. 40. Au—Cs

± 0,001 Å. В работе [1] существование этой фазы подтверждено при исследовании образцов, отожженных в течение длительного времени. Измерение периода решетки дало следующее значение:  $a = 4,24_1$  Å. Отмечается [1], что после непродолжительных отжигов при температуре 400° С сверхструктурные линии не выявлялись, что позволяет предполагать возможность кристаллизации этой фазы в неупорядоченном состоянии.



1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 143—169.
2. Борзак П. Г. Труды Института физики АН УССР, 1952, т. 2, с. 1924.
3. Spicer W. E. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 57—62.

0,4919  
I,5081

### Au—Cu. Золото—медь \*

$AuCu_3$ . При исследовании физических свойств установлено [1], что  $AuCu_3$  при температурах между 550 и 600° С и, возможно, также около 850° С претерпевает фазовое превращение; природа этих превращений, температура которых резко понижается при удалении от стехиометрического состава, неизвестна. В работах [2, 3] показано, что  $AuCu_3$  также имеет устойчивую ромбическую структуру, обозначаемую как  $AuCu_3$  II (по аналогии с  $AuCu$  II). Область однородности фазы  $AuCu_3$  II при содержании 31,6% (ат.) Au простирается в интервале температур 335—345° С, уменьшаясь до нуля при критической температуре  $AuCu_3$  [3]. При повторном исследовании сплава, содержащего 31,6% (ат.) Au, в работе [4] пришли к выводу о том, что признаки существования фазы  $Cu_3Au$  II отсутствуют.

$AuCu$ . В работе [5] вновь подтверждено существование трех кристаллических модификаций  $AuCu$  и более точно изображена двухфазная область  $AuCu$  I +  $AuCu$  II. Установлено [6], что «превращение кубической модификации в ромбическую, контролируемое процессом диффузии, согласуется с феноменологической теорией мартенситных превращений». Авторы работы [4] согласны с тем, что фаза  $AuCu$  II имеет ромбическую структуру; в этой же работе показано, что в сплаве с 37,5% (ат.) Au, претерпевающим превращение при температуре 285° С, появлению устойчивой фазы предшествует образование метастабильной фазы с ромбической структурой.

$Au_3Cu$ . Данные различных определений критической температуры для фазы стехиометрического состава согласуются: ~190° С [7], 200 ± 3° С [8], 200 ± ± 5° С [9] и 199 ± 3° С [10]. В работе [10] построена зависимость критической температуры от состава; эта кривая имеет следующие координаты:

Содержание Au, % (ат.) . . . . .	68	70	72	75
Температура, °С . . . . .	231 ± 3	221 ± 2	209 ± 2	199 ± 3

Установлено [10], что при содержании Au > 75% (ат.) следы упорядочения в структуре  $Au_3Cu$  после выдержки при 160° С в течение одного месяца отсутствуют; таким образом, границы между фазовыми областями, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 118) при содержании Au > 75% (ат.), необходимо заметно сместить вниз по температуре.

1. Kuczynski G. C. a. o. J. Appl. Phys., 1956, v. 27, p. 651—655.
2. Pianelli A., Faivre R. A. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 1661—1663; Pianelli A. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 2475—2476.
3. Scott R. E. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 2112—2117.
4. Boric R. S. a. o. U. S. At. Energy Comm. ORNL—2988, 1960, p. 141—145.
5. Pianelli A., Faivre R. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 1537—1539.
6. Smith R., Bowles J. S. Acta Met., 1960, v. 8, p. 405—465.
7. Wright P., Goddard K. F. Acta Met., 1959, v. 7, p. 757—761.
8. Korevaar B. M. Physica, 1959, v. 25, p. 1021—1032.
9. Hirabayashi M. J. Phys. Soc. Japan, 1959, v. 14, p. 262—273.
10. Batterman B. W. J. Appl. Phys., 1957, v. 28, p. 556—561.

112

0,0836  
I,9164

### Au—Dy. Золото—диспрозий

Доказательства существования фаз  $DyAu_3$ ,  $DyAu_2DyAu$  и  $Dy_2Au$ , обнаруженных в работе [1], не опубликованы.  $DyAu_2$  имеет тетрагональную решетку типа  $MoSi_2$ ;  $a = 3,6940$  А,  $c = 8,956$  А [2].

1. Мориарти Дж. и Боензигер Н. Неопубликованная работа. См. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Спеддинга, А. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 400 и Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд. «Мир», 1965, с. 166.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

0,0710  
I,9290

### Au—Er. Золото—эрий

В работе [1] идентифицирована промежуточная фаза  $AuEr$ , имеющая кубическую решетку типа  $CsCl$  с периодом 3,533 А.

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 154.

0,4516  
I,5484

### Au—Ga. Золото—галлий \*

При изучении электрического сопротивления в работе [1] определили температуры ликвидуса и солидуса двух сплавов: с 2,8% (ат.) [1% (по массе)] Ga (температура ликвидуса 1050° С и солидуса 1045° С) и 10,3% (ат.) [3,9% (по массе)] Ga (температура ликвидуса 840° С и солидуса 800° С). Результаты работы [1] частично подтверждают данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1], но не [3]).

1. Müller K., Merl W. Elektrotech. Z., 1959, Bd 80, S. 515—518.

0,0977  
I,9023

### Au—Gd. Золото—гадолиний

Согласно работе [1], в системе Au—Gd существуют четыре промежуточные фазы:  $GdAu_3$ ,  $GdAu_2$ ,  $GdAu$  и  $Gd_2Au$ , хотя подтверждающие это данные не опубликованы. Установлено, что соединение  $GdAu_2$  имеет тетрагональную решетку типа  $MoSi_2$ ;  $a = 3,7320$  А,  $c = 9,014$  А [2].

1. Мориарти Дж., Боензигер Н. Неопубликованная работа; см. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Спеддинга, А. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 386 и Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд. «Мир», 1965, с. 166.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

0,4340  
I,5660

### Au—Ge. Золото—германий \*

Величина растворимости Ge в Au при температуре 325° С (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4]) подтверждена в работе [1] измерениями удельного электро-сопротивления. Коэффициент распределения (отношение мольной доли Au в твердом растворе на основе Ge к мольной доле Au в жидком Ge) при температуре плавления Ge равен  $1,3 \cdot 10^{-5}$  [2, 3].

1. Müller K., Merl W. Elektrotech. Z., 1959, Bd 80, S. 515—518.
2. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
3. Tyler W. W. Phys. Chem. Solids, 1959, v. 8, p. 59.

8 Р. П. Эллиот, том I

113

0,0428  
I,9572

### Au—Hf. Золото—гафний

Установлено [1], что фаза AuHf<sub>2</sub> имеет тетрагональную структуру, однотипную со структурой MoSi<sub>2</sub>;  $a = 3,231 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,606 \text{ \AA}$ .

1. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.

I,9926  
0,0074

### Au—Hg. Золото—ртуть \*

Заново измерив периоды решетки ограниченного твердого раствора на основе Au, в работе [1] определили растворимость Hg в Au в твердом состоянии при температурах 416° С [19,1% (ат.)] и 225° С [16,1% (ат.) Hg]; полученные результаты согласуются со значением максимально возможной растворимости, указанным в работе [2] по термодинамическим данным. В работе [3] при исследовании твердых фаз, образующихся в процессе взаимодействия жидкой Hg с твердым Au, установлено существование Au<sub>3</sub>Hg, Au<sub>2</sub>Hg<sub>3</sub> и AuHg<sub>2</sub>. Приводятся значения межплоскостных расстояний  $d$ , рассчитанных для порошковых образцов Au<sub>2</sub>Hg<sub>3</sub> и AuHg<sub>2</sub>, но кристаллическая структура этих фаз не определена. Прецизионное определение при температуре  $30 \pm 1^\circ \text{ C}$  периода решетки (г. к.) фазы Au<sub>3</sub>Hg [4] дало следующие результаты:  $a = 2,9217 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,8150 \pm 0,004 \text{ \AA}$  для сплава с 28,55% (ат.) Hg, гомогенизированного при температуре 275° С в течение 53 суток. В исследованном образце присутствовали следы второй фазы. Кроме того, сплав этого состава при 345° С содержал некоторое количество жидкой фазы, что позволяет поставить вопрос о точности значения температуры перитектической горизонтали [по М. Хансену и К. Андерко (см. т. I, рис. 122) эта температура равна 402° С]. При определении периода решетки значения получаются выше, чем можно было бы ожидать по результатам более ранних исследований [5]; наблюдаемое расхождение можно отнести на счет улетучивания Hg в процессе отжига порошков, приготовленных для рентгеновского исследования в рассмотренной работе. Улетучиванием Hg можно объяснить трудности в построении диаграммы состояния Au—Hg (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, с. 227—230).

1. Rayson H. W., Calvert L. D. J. Inst. Metals, 1958—59, v. 87, p. 88—90.
2. Rayson H. W., Alexander W. A. Acta Met., 1960, v. 8, p. 833—840.
3. Winterhager H., Schlosser W. Metall, 1960, Bd 14, S. 1—6.
4. Massalski T. B., King H. W. Acta Met., 1960, v. 8, p. 677—683.
5. Massalski T. B. Acta Met., 1957, v. 5, p. 541.

0,0773  
I,9227

### Au—Ho. Золото—гольмий

Соединение AuHo имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 3,549 А [1].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 259—260.

0,2351  
I,7649

### Au—In. Золото—индий \*

В результате работы [1] значительно изменились наши представления о характере фазовых равновесий в интервале концентраций 15—50% (ат.) In диаграммы состояния Au—In. Уточнения в строении этой диаграммы состояния сделаны на рис. 41; способ образования фаз Au<sub>3</sub>In<sub>2</sub> и AuIn принят в соответствии с диаграммой, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 123). В области концентраций около 20% (ат.) In существуют три структурно родственные фазы

с г. к. решетками [1], обозначенные как  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  и  $\beta_3$ -фазы. По данным работы [2], область гомогенности  $\beta_1$ -фазы при температуре 400° С находится в интервале концентраций 17,5—20,2% (ат.) In. Указывается [1], что фаза Au<sub>3</sub>In устойчива по крайней мере до температуры 350° С; это много ниже температуры, приведенной М. Хансеном и К. Андерко. Установлено, что новая фаза Au<sub>3</sub>In<sub>2</sub> образуется по перитектической реакции при 400° С и распадается при 230° С. Кристаллическая структура. Приводятся [2] значения периода решетки  $\beta_1$ -фазы в зависимости от ее состава. Фаза  $\beta_2$ , по данным работы [3], имеет гексагональную

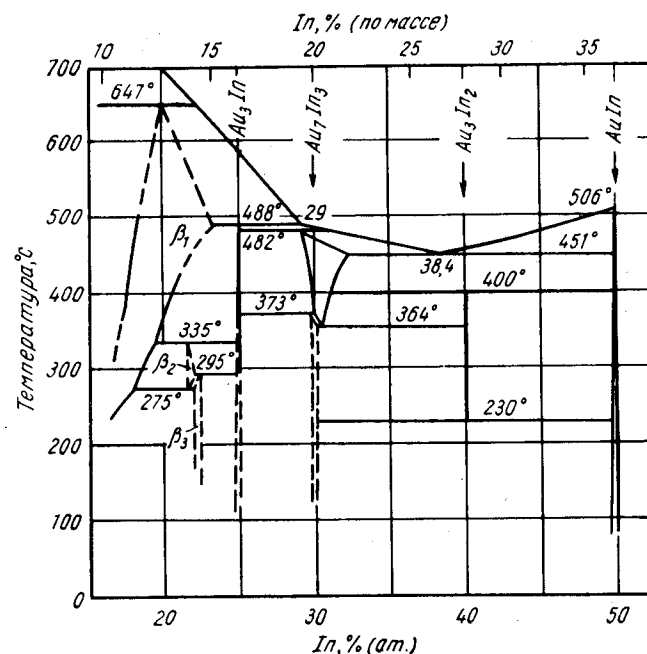


Рис. 41. Au—In

решетку; при содержании 21,7% (ат.) In  $a = 7,2,914 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,77_5 \text{ \AA}$ ; периоды решетки фазы  $\beta_3$  при содержании 22% (ат.) In равны  $a = 10,52_4 \text{ \AA}$ ;  $c = 4,75_9 \text{ \AA}$ . Фаза Au<sub>3</sub>In<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку, однотипную с решеткой Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>;  $a = 4,538 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,659 \text{ \AA}$  [1, 4]. Au<sub>3</sub>In имеет ромбическую решетку;  $a = 5,86 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,56 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,26 \text{ \AA}$  [5]. Триклинная решетка фазы AuIn имеет следующие периоды:  $a = 4,30 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,59 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,56 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 90,54^\circ$ ,  $\beta = 90^\circ$  и  $\gamma = 90,17^\circ$  [6].

1. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 146—153.
2. Massalski T. B. Acta Met., 1957, v. 5, p. 541—547.
3. Bhan S., Schubert K. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 327—329.
4. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 360—361.
5. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.
6. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1953, Bd 40, S. 437.

0,0091  
I,9909

### Au—Ig. Золото—иридий \*

В работе [1] приготовлены и исследованы сплавы системы Au—Ig, содержащие до 25% (по массе) каждого компонента. Промежуточные фазы в этой системе отсутствуют. При температуре плавления Ig и ниже наблюдается широкая область

8\*

115

ограниченной растворимости компонентов в жидком состоянии. Растворимость  $I\gamma$  в жидком  $Au$  очень мала [ $<1\%$  (ат.)], а растворимость  $Au$  в жидком  $I\gamma$  менее  $2\%$  (ат.). Добавки  $I\gamma$  к  $Au$  очень слабо изменяют электрическое сопротивление и т. э. д. с., что указывает на незначительную растворимость  $I\gamma$  в  $Au$  в твердом состоянии. Изменение микротвердости сплавов, богатых  $I\gamma$ , показывает, что растворимость  $Au$  в  $I\gamma$  в твердом состоянии составляет  $1-2\%$  (ат.).

1. Рудницкий А. А., Полякова В. П. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2304—2307.

0,7027  
I, 2973

### Au—K. Золото—калий \*

Диаграмма состояния  $Au-K$  (рис. 42) исследована методами термического и рентгеновского анализов [1]. Показано, что четыре промежуточные фазы —  $KAu_4$ ,  $KAu_2$ ,  $KAu$  и  $K_2Au$  — образуются по перитектическим реакциям. Кривая

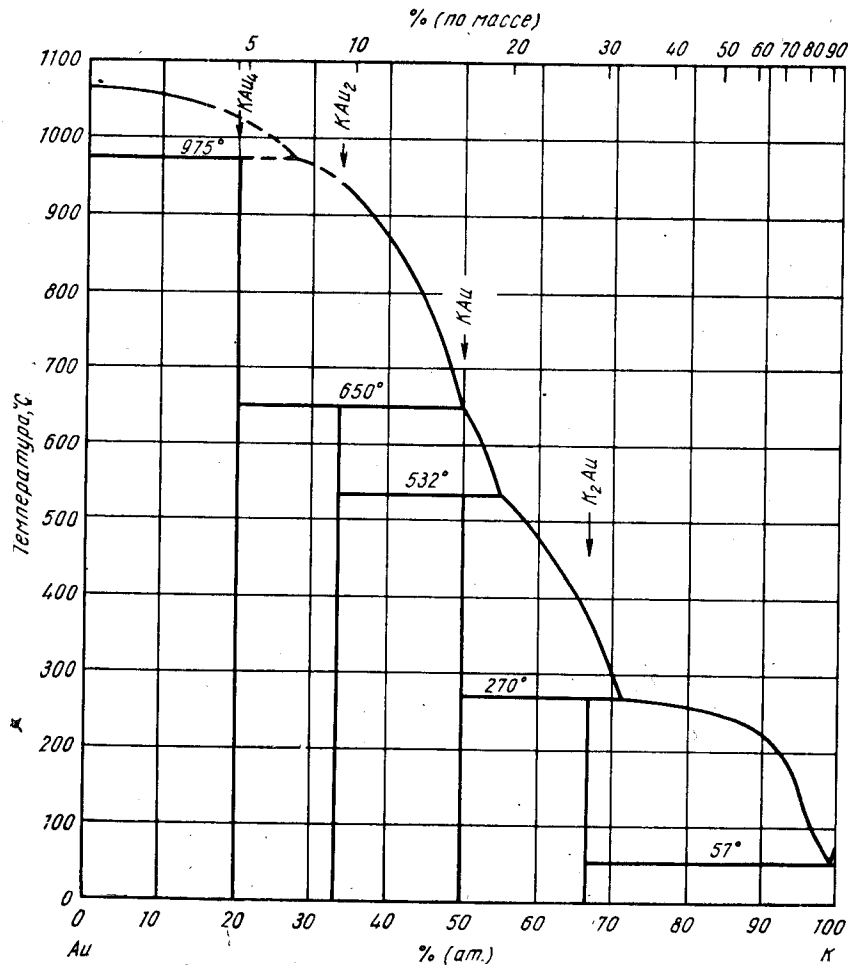


Рис. 42. Au—K

ликвидуса в интервале концентраций  $10-30\%$  (ат.)  $K$ , как указывают авторы работы [1], носит неопределенный характер, хотя экспериментальные данные позволяют ее построить достаточно хорошо. Тот факт, что тепловые эффекты, отвечающие температуре перитектической горизонтали, наблюдаются в соседней двухфазной области, которая состоит из твердых фаз, указывает на замедленное протекание превращения. Промежуточные фазы имеют сложные структуры, и поэтому их не определяли. Границы областей гомогенности промежуточных фаз, о которых сообщалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]), не установлены [1]. В работе [1] отрицаются данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]) о том, что структура  $KAu_2$  аналогична структуре  $NaAu_2$ .

Ранее сообщалось [2] о существовании фазы  $AuK$ ; эта фаза имеет «сложную структуру с большой элементарной ячейкой, типичной для сплавов с металлической связью».

1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 143—169.
2. Spicer W. E., Sommer A. H., White J. G. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 57—62.

1,4536  
2,5464

### Au—Li. Золото—литий \*

В работе [1] показано, что диаграмма состояния  $Au-Li$  (рис. 43) имеет очень сложное строение. Исследование проведено методами термического и рентгеновского анализов отдельных сплавов, отожженных в ряде случаев в течение длительного времени. Растворимость  $Au$  в  $Li$  в твердом состоянии составляет около  $0,7\%$  (ат.). Температурная зависимость растворимости  $Au$  в  $Li$  не изучена.

Соединение  $Li_{15}Au_4$  имеет о. п. к. решетку, однотипную с решеткой  $Cu_{15}Si_4$ ;  $a = 10,833 \pm 0,001$  А. По исчезновению эвтектической остановки при содержании  $19,4\%$  (ат.)  $Au$  можно предполагать существование небольшой области твердых растворов на основе этой фазы. Фаза  $Li_3Au$  имеет узкую область твердых растворов, которая находится в интервале концентраций  $73,6-74,7\%$  (ат.)  $Li$ . Эта фаза имеет г. ц. к. решетку с периодом  $6,302$  А, которая, по всей вероятности, однотипна с  $Cu_3Al$ , хотя это предположение полностью не доказано [1]. Неизвестная фаза существует в интервале концентраций между  $62,5$  и  $65,5\%$  (ат.)  $Li$  и ее условно можно обозначить как  $Li_2Au$ . Рентгеновское исследование показало, что эта фаза существует в двух структурных модификациях. Высокотемпературная модификация имеет гексагональную решетку ( $a = 7,23$  А,  $c = 2,7$  А), но ее структурный тип не установлен. Низкотемпературная модификация имеет более сложную структуру, но аналогичное расположение дифракционных линий свидетельствует о взаимосвязи структур низко- и высокотемпературной модификаций. При температуре  $245^\circ$  С были обнаружены термические остановки в соседней двухфазной области, богатой  $Au$ ; в двухфазной области, богатой  $Li$ , остановок не наблюдалось. По-видимому, эти остановки связаны с аллотропическим превращением в  $Li_2Au$ .

Фаза  $LiAu$  имеет максимальную область существования — интервал концентраций  $47-56\%$  (ат.)  $Li$ . Обнаружены три родственные структурные модификации:  $\beta$ ,  $\beta_1$  и  $\beta_2$ . Между  $\sim 55$  и  $56\%$  (ат.)  $Li$   $\beta$ -модификация имеет кубическую структуру типа  $CsCl$  с периодом  $3,098$  А. При содержании  $54\%$  (ат.)  $Li$  структура тетрагональная;  $a = 3,23$  А,  $c = 2,83$  А ( $\beta_1$ -модификация). При содержании  $51,8\%$  (ат.)  $Li$  структура ромбическая;  $a = 3,30$  А,  $b = 3,21$  А,  $c = 2,80$  А ( $\beta_2$ -модификация). С увеличением содержания  $Au$  отношение периодов  $a/b$  для  $\beta_2$ -фазы возрастает. Фазовые взаимоотношения между названными тремя модификациями  $LiAu$  не исследованы.

Фаза  $Li_4Au_5$  существует только в ограниченном интервале температур. Ее можно сохранить закалкой, хотя при температуре  $297^\circ$  С методом термического анализа обнаруживается эвтектоидное превращение. Однако этот метод непригоден для определения температуры эвтектоидного превращения из-за склонности

превращений в твердом состоянии к переохлаждению. Верхняя температурная граница существования фазы  $\text{Li}_4\text{Au}_5$ , определенная отжигом и закалкой, равна  $440^\circ\text{C}$ . Рентгенограмма, снятая с порошка фазы  $\text{Li}_4\text{Au}_5$ , расшифровывается в гексагональной системе ( $a = 8,1 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,0 \text{ \AA}$ ), но более детально структуру этой фазы не исследовали. Область ограниченного твердого раствора на основе Au

доченным со структурой типа  $\text{Cu}_3\text{Au}$  ( $\alpha_1$ ). В сплавах, богатых Li, ниже  $300^\circ\text{C}$  неупорядоченная структура еще больше усложняется ( $\alpha_2$ ). Имеется большой интервал концентраций, в котором одновременно сосуществуют обе ( $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ) фазы.

1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 143—169.

0,0514  
1,9486

### Au—Lu. Золото—лютеций

В работе [1] идентифицирована промежуточная фаза AuLu. Она имеет кубическую структуру типа CsCl с периодом решетки  $3,497 \text{ \AA}$ .

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 154.

0,5551  
1,4449

### Au—Mn. Золото—марганец \*

Диаграмма состояния Au—Mn (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 126) должна быть пересмотрена с целью внесения в нее фазы  $\text{MnAu}_4$  (см. там же, [11]), обнаруженной впоследствии в работах [1, 2]; по данным этих работ,  $\text{MnAu}_4$  имеет тетрагональную структуру типа  $\text{Ni}_4\text{Mo}$  ( $a = 6,45 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,03 \text{ \AA}$ ); на элементарную ячейку приходится две формульные единицы.  $\text{MnAu}_4$  образуется непосредственно из  $\text{MnAu}_3$ ; по данным работы [2], температура этого превращения составляет  $\sim 400^\circ\text{C}$ , что примерно согласуется со значением ( $420^\circ\text{C}$ ), приводимым М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [11]).

В работе [3] наблюдали разупорядочение  $\text{MnAu}_3$  при температуре  $650^\circ\text{C}$ , что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]); ниже  $650^\circ\text{C}$   $\text{MnAu}_3$  имеет упорядоченную ромбоэдрическую структуру [3]. Вместе с тем, по данным электронографического исследования [4],  $\text{MnAu}_3$  имеет г. ц. ромбическую структуру типа  $\text{Cu}_3\text{Au}$ ;  $a = 4,08 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,05 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,03 \text{ \AA}$ . Наблюдаемые дифракционные побочные линии для структуры типа  $\text{AuCu}_3$  объяснены в работе [5].

Установлено [6], что  $\text{MnAu}_3$  имеет о. ц. тетрагональную решетку;  $a = 3,368 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,753 \text{ \AA}$  при температуре  $20^\circ\text{C}$ . Эта же структура подтверждается менее точными значениями периодов решетки, приводимыми в работах [7—9].

В работе [3] подтверждена г. ц. тетрагональная структура низкотемпературной  $\beta$ -фазы. Имеются большие расхождения в значениях температуры превращения  $\beta \rightarrow \beta_1$  (2). Методом высокотемпературного рентгеновского анализа установлено [10], что эта температура равна  $124 \pm 1^\circ\text{C}$ , а не  $615^\circ\text{C}$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). В работе [10] показано, что структуру  $\beta$ -фазы нельзя сохранить при резкой закалке. Вместе с тем с помощью рентгеновского метода (определения периодов решетки) в сочетании с микроскопическим исследованием построили кривую начала превращения  $\beta \rightarrow \beta_1$  (2), как показано на рис. 44 [11]. Таким образом, согласно работе [11], тетрагональная структура с отношением периодов  $c/a < 1$  ( $\beta_1$ -фаза) существует при отклонении от стехиометрического соотношения компонентов в обе стороны, а  $\beta_2$ -фаза с отношением  $c/a > 1$  существует на стороне, богатой Mn.

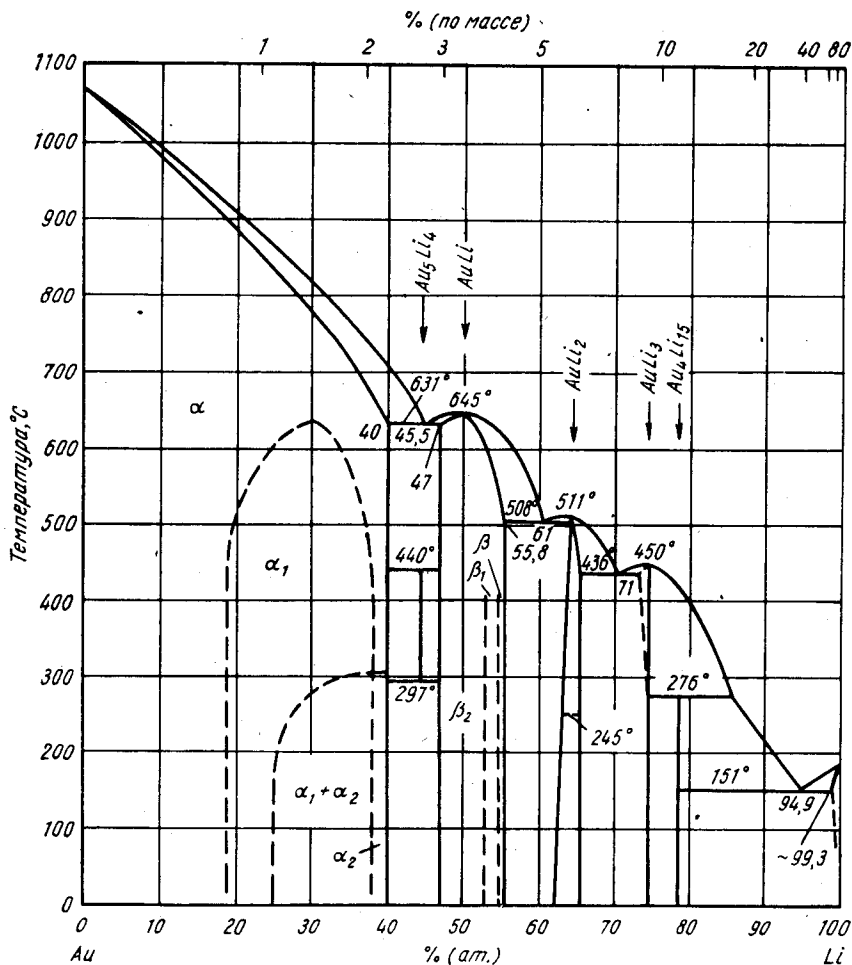


Рис. 43. Au—Li

простирается до 40% (ат.) Li. При высоких температурах неупорядоченная г. ц. к. структура этого твердого раствора сохраняется во всем интервале концентраций, а период решетки изменяется от  $4,079 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (для Au) до  $3,968 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [для сплава Au с 39,2% (ат.) Li]. При более низких температурах наблюдается ряд сложных структурных изменений. При содержании Li более 22% (ат.) и ниже  $640\text{—}650^\circ\text{C}$  неупорядоченный твердый раствор на основе Au становится упоря-

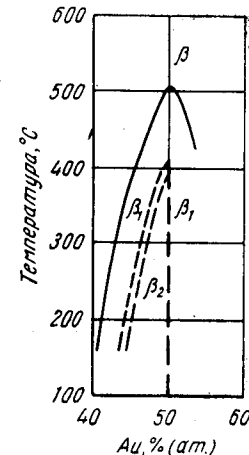


Рис. 44. Au—Mn

1. Watanabe D. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 483—485.
2. Watanabe D. J. Phys. Cos. Japan, 1960, v. 15, p. 1251—1257.
3. Giansoldati A., Linde J. O. J. Phys. Radium, 1955, v. 16, p. 341—342.
4. Watanabe D. J. Phys. Soc. Japan, 1958, v. 13, p. 535; J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1030—1040.
5. Watanabe D. J. Phys. Soc. Japan, 1961, v. 16, p. 469—478.
6. Smith J. H., Street R. Proc. Roy. Soc. (London), 1957, v. B. 70, p. 1039—1092.
7. Michel P. Compt. Rend., 1958, v. 246, p. 2632—2635.
8. Herpin A. Compt. Rend., 1958, v. 246, p. 3170—3172.
9. Hall E. O., Royan J. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 607—608.
10. Morris D. P., Preston R. P. Proc. Phys. Soc., 1956, Bd 69, p. 849—851.
11. Smith J. H., Gount P. Acta Met., 1961, v. 9, p. 819—824.

0,3129  
1,6871

### Аu—Мо. Золото—молибден \*

Эвтектика, о существовании которой сообщается М. Хансеном и К. Андерко (т. I [1]), подтверждена в работе [1]; эвтектическая температура равна 1058°С (по сравнению с более ранним значением 1054°С). Растворимости Au в Mo в твердом состоянии не обнаружено.

1. Raub E. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 290—291.

1,1485  
2,8515

### Аu—N. Золото—азот \*

При взаимодействии  $NH_3$  и AuO получается соединение  $Au_3N_2$  [1].

1. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов. Металлургия, 1952, с. 120; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 96.

0,9332  
1,0668

### Аu—Na. Золото—натрий \*

Диаграмма состояния Au—Na (рис. 45) построена в работе [1] главным образом методом термического анализа в сочетании с рентгеновским исследованием порошков. Часть диаграммы состояния, богатая Au [70—100% (ат.) Au], хорошо согласуется с данными предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). В системе Au—Na существуют три промежуточные фазы:  $NaAu_2$ ,  $NaAu$  и  $Na_2Au$ . Рентгенограммы с порошков  $NaAu$  и  $Na_2Au$  оказались сложными и их не анализировали. Предполагаемая широкая область твердых растворов на основе  $NaAu_2$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 127) не подтвердилась [1]. Возможен ограниченный интервал существования этой фазы, но он, несомненно, уже, чем предполагалось ранее.

Тот факт, что эвтектическая реакция при температуре 80°С фиксируется термическим анализом сплавов, расположенных в двухфазной области  $NaAu + Na_2Au$ , указывает на медленное образование  $Na_2Au$  по перитектической реакции. До работы [1] в работах [2, 3] установлено существование фазы  $NaAu$ . Отмечается [2], что структура  $NaAu$  отличается от структуры типа CsCl.

1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 143—169.
2. Сокольская И. Л. ЖТФ, 1957, т. 27, с. 127—129.
3. Spicer W. E. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 57—62.

120

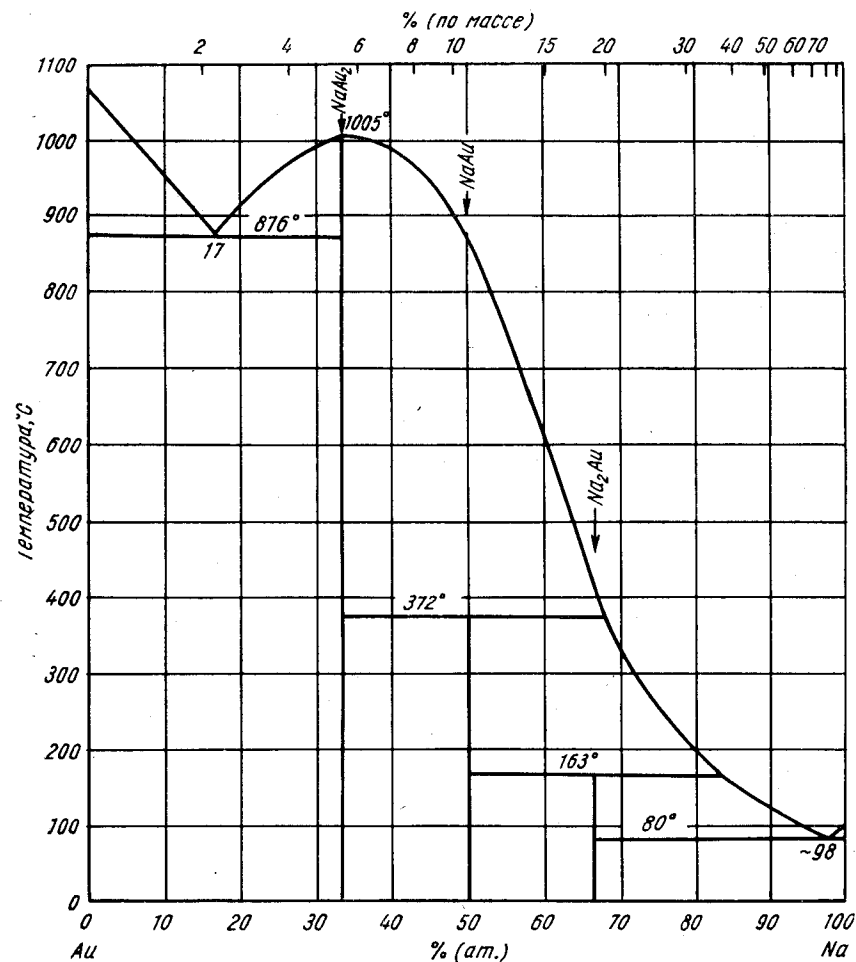


Рис. 45. Au—Na

0,3348  
1,6652

### Аu—Nb. Золото—ниобий

$Nb_3Au$  имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой  $\beta$ -W;  $a = 5,21 \pm \pm 0,01 \text{ \AA}$  [1].

1. Wood E. A. Matthias B. T. Acta Cryst., 1956, v. 9, p. 534.

0,5264  
1,4736

### Аu—Ni. Золото—никель \*

В работе [1] исследованы закаленные сплавы, содержащие от 0 до 100% (ат.) Ni; для исследования использовали определение плотности при гидростатическом взвешивании и микроскопический анализ. Результаты работы [1] не подтвердили данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [21]) о том, что измеренная плотность меньше рассчитанной по значениям периода решетки. Исключение составляли

121

два сплава, оказавшиеся пористыми при микроскопическом исследовании. Кривая изменения периода решетки в зависимости от состава сплавов, выраженного в атомных процентах, показывает небольшое положительное отклонение от правила Вегарда; период решетки измерялся с точностью до  $\pm 0,005 \text{ \AA}$ .

При исследовании сплавов в интервале концентраций 0—7% (ат.) Au, закаленных с различных температур в интервале от комнатной до  $900^\circ \text{C}$ , обнаружили [2, 3], что диффузия Au из фазы, богатой Au, в фазу, богатую Ni, приводит к образованию переходных фаз. По данным рентгеновского анализа, измерений микротвердости и электросопротивления, к их числу относятся упорядоченные фазы  $\text{Au}_3\text{Ni}$ ,  $\text{AuNi}$  (богатые Au и Ni фазы с тетрагональной структурой) и упорядоченная фаза  $\text{AuNi}_3$ .

1. Day G. F. J. Inst. Metals, 1960—61, v. 89, p. 296.
2. Санадзе В. В., Гуляев Г. В. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 526—533.
3. Санадзе В. В., Гуляев Г. В. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 687—694.

1,0908  
2,9092

### Au—O. Золото—кислород \*

При температуре  $500^\circ \text{C}$  Au в атмосфере  $\text{O}_2$  образует окисел  $\text{Au}_3\text{O}_2$  [1]. Окисел имеет гексагональную кристаллическую структуру;  $a = 5,28 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,75 \text{ \AA}$ .

1. Шишаков Н. А. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 686—688.

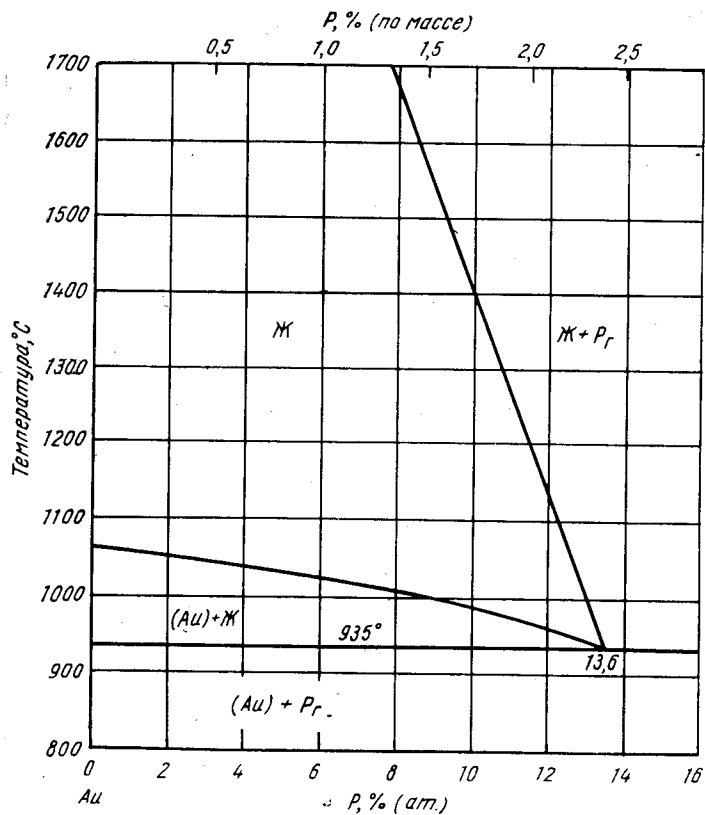


Рис. 46. Au—P

0,8039  
1,1961

### Au—P. Золото—фосфор \*

Диаграмма состояния Au—P (рис. 46) построена по данным термического, микроскопического и химико-аналитического исследований [1]. Максимальная растворимость P в Au, равная 13,6% (ат.) [2,4% (по массе)], наблюдается при температуре  $935^\circ \text{C}$ , отвечающей трехфазному превращению. Эту трехфазную реакцию обычно называют «второй точкой кипения». Растворимость P в Au в твердом состоянии не обнаружена.

1. Vogel R. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 130—135.

1,9785  
0,0215

### Au—Pb. Золото—свинец \*

Недавнее исследование избранных сплавов в системе Au—Pb [1] позволяет предполагать существование еще одной (т. е. третьей), до сих пор не идентифицированной промежуточной фазы, хотя эту работу следует рассматривать как несколько поверхностную. Предварительно новой фазе приписана формула  $\text{AuPb}_3$ ; по данным рентгеновского анализа, эта фаза имеет тетрагональную решетку с периодами  $a = 11,958 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,87 \text{ \AA}$ . Сообщается, что  $\text{AuPb}_3$  образуется по перитетической реакции, причем температура перитетической горизонтали очень близка к эвтектической температуре (несколько выше  $215^\circ \text{C}$ ).

Сообщается [2] о существовании еще двух соединений. До тех пор, пока не будут получены убедительные доказательства существования новой фазы, предпочтнее следует отдать диаграмме состояния Au—Pb, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (т. I, рис. 129).

1. Fujiki Y. a. o. J. Phys. Soc. Japan, 1958, v. 13, p. 969—970.
2. Уразов Г. Г., Ванюков А. В. Сб. научных трудов МИЦМиЗ им. М. И. Калинина, 1955, вып. 25, с. 112—124.

1,9723  
0,0277

### Au—Po. Золото—полоний

Микрометаллургическое исследование, состоявшее в выдержке Au в парах Po, показало, что Au и Po в широком интервале концентраций образуют твердые растворы [1]. Соединений в системе Au—Po не обнаружено.

1. Wittman W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—460.

0,0044  
1,9956

### Au—Pt. Золото—платина \*

Измерением электрического сопротивления определено положение критической точки на куполообразной кривой ограниченной растворимости в твердом состоянии; эта точка расположена при  $1252 \pm 1,5^\circ \text{C}$  и  $60 \pm 0,7\%$  (ат.) Pt [1]. Кривая ограниченной растворимости построена точно в интервале концентраций 15—65% (ат.) Pt и близко соответствует данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]). Экспериментально найденная критическая точка [ $1252^\circ \text{C}$  и 61,5% (ат.) Pt] использована в работе [2] для объяснения асимметрии куполообразной кривой ограниченной растворимости с учетом эффектов удельной теплоемкости. Согласно работе [2], как вытекает из анализа, проведенного в работе [3], границы двухфазной области при температуре  $727^\circ \text{C}$  отвечают концентрациям 26 и 93% (ат.) Pt.

Указывается [4], что упорядоченные фазы  $\text{Au}_3\text{Pt}$ ,  $\text{AuPt}$  и  $\text{AuPt}_3$  являются неустойчивыми переходными фазами, образующимися в процессе диффузии, которая связана с разделением  $\alpha$ -твердого раствора на  $\alpha_1$ - и  $\alpha_2$ -твердые растворы.

1. Münster A., Sagel K. Z. Physik. Chem. (Frankfurt), 1960, Bd 23, S. 415—425.
2. Weiss R. J., Tauer K. J. Phys. Chem. Solids, 1958, v. 7, p. 249.
3. Meijering J. L. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 18, p. 267—268.
4. Санадзе В. В. ДАН СССР, 1961, т. 140, с. 133—136.

1,9107  
0,0893

### Au—Pu. Золото—плутоний

Отмечается [1], что в системе Au—Pu «существуют интерметаллические фазы, но они до настоящего времени еще не идентифицированы. По-видимому, между Pu и соединением, наиболее богатым Pu, образуется эвтектика».

1. Schonfeld F. W. В кн. «The Metal Plutonium». eds. A. S. Coffinberry, W. N. Miner. University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 249—254.

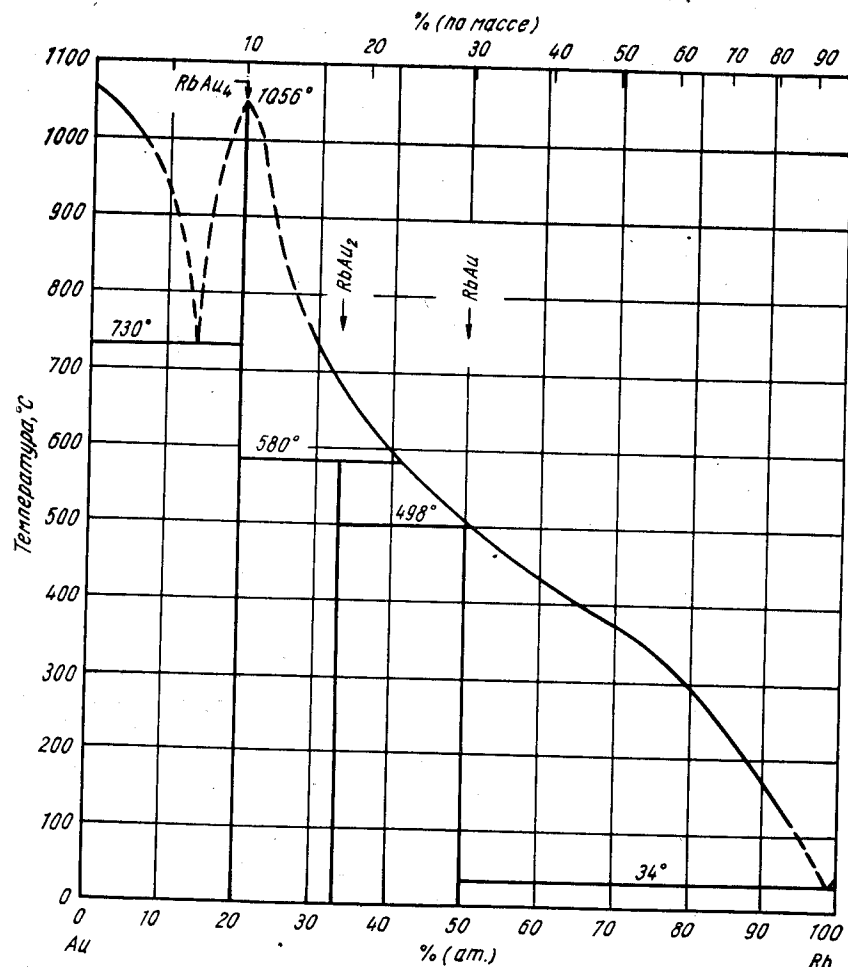


Рис. 47. Au—Rb

0,3630  
1,6370

### Au—Rb. Золото—рубий \*

Диаграмма состояния Au—Rb (рис. 47) построена в работе [1] с помощью термического и рентгеновского анализов; рентгеновское исследование проводили на порошковых образцах. В системе Au—Rb существуют три промежуточные фазы: RbAu, RbAu<sub>2</sub> и RbAu<sub>4</sub>. Кривая ликвидуса в интервале концентраций от 70 до 100% (ат.) Au точно не построена, хотя конгруэнтный характер плавления RbAu<sub>4</sub> не вызывает сомнений.

Установлено [2], что соединение RbAu имеет кубическую решетку типа CsCl;  $a = 4,105 \pm 0,001$  А. Аналогичные результаты получены в работе [1]:  $a = 4,09$  [3] А. Предполагается [1], что фаза RbAu разупорядочивается при более высоких температурах, о чем свидетельствуют необычно слабые сверхструктурные линии.

1. Kienast G., Verma J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 3101, S. 143—169.
2. Spicer W. E. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 57—62.

0,0247  
1,9753

### Au—Re. Золото—рений

Периоды кристаллических решеток Au и Re не изменяются после плавки Au в присутствии Re [1]. Это свидетельствует о том, что Au и Re взаимно не растворяются, по крайней мере в твердом состоянии.

1. Niemiec J. Roczniki Chem., 1956, t. 30, № 2, S. 619—620.

0,2824  
1,7176

### Au—Rh. Золото—родий \*

Диаграмма состояния Au—Rh (рис. 48) построена методами термического и микроскопического анализов, измерением электрического сопротивления, микротвердости и т. э. д. с. 16 сплавов, приготовленных из очищенных Au и Rh [1]. Ограниченная растворимость компонентов в жидком состоянии наблюдается в интервале концентраций 17,5—70% (ат.) [10—55% (по массе) Rh при температурах выше 1885° С [2]. Результаты работы [1] совпадают с данными предыдущих исследователей в том, что в системе Au—Rh соединения не образуются.

Согласно диаграмме состояния Au—Rh [1], граница области расслоения при монотектической температуре со стороны Au проходит при 17,5% (ат.) [10% (по массе)] Rh, тогда как в тексте работы [1] (как в оригинале, так и в переводе на английский язык) эта концентрация составляет 1,90% (ат.) [1% (по массе)] Rh.

Растворимость Au в Rh в твердом состоянии составляет ~2,7% (ат.); растворимость несколько зависит от температуры, но точно эта зависимость не установлена. Данные по растворимости Rh в Au в твердом состоянии противоречат друг другу: измерения электрического сопротивления показывают, что растворимость Rh в Au равна ~1,9% (ат.) (температура отжига неизвестна); вместе с тем кривые т. э. д. с. и твердости в зависимости от состава сплавов показывают, что растворимость Rh в Au в твердом состоянии при температурах 1000 и 800° С соответственно равна 9,2 и 4,7% (ат.).

1. Рудницкий А. А., Хотинская А. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2518—2524.

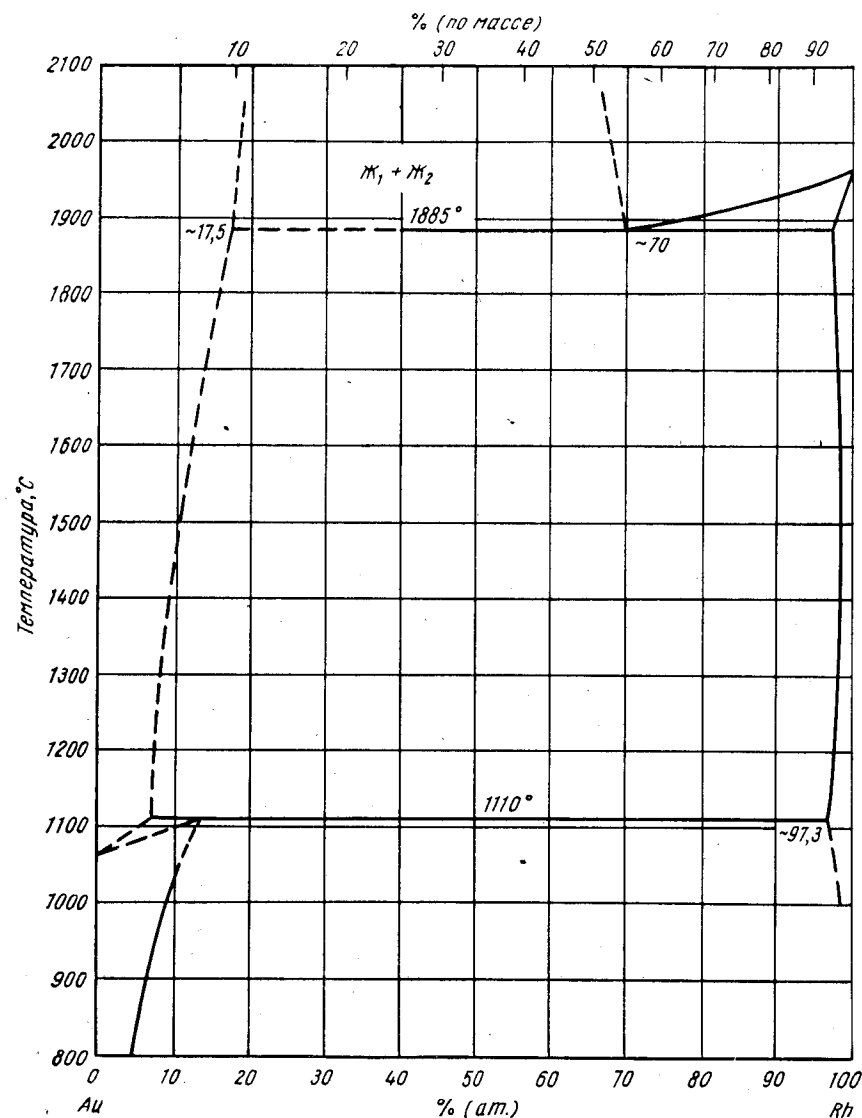


Рис. 48. Au—Rh

0,2876  
T,7124

### Au—Ru. Золото—рутений \*

Исследование [1] четырех сплавов, содержащих 0,25; 0,5; 1 и 1,6% (ат.) Ru, подтвердило более ранние наблюдения о том, что Ru незначительно растворяется в Au как в жидком, так и в твердом состояниях. Сплав, содержащий номинально 1% (ат.) Ru, затвердевает как два жидких слоя, что свидетельствует или о существовании в системе Au—Ru области ограниченной растворимости компонентов в жидком состоянии, или, по крайней мере, об очень круто поднимающейся кривой ликвидуса. В сплавах с 0,5; 1 и 1,6% (ат.) Ru отмечается термическая остановка при температуре 1066° С, что указывает на образование ограниченного твердого раствора на основе Au по перитектической реакции. Литые сплавы представляли собой смеси, состоящие из кристаллов твердых растворов на основе Au и Ru, что свидетельствует об отсутствии в системе Au—Ru промежуточных фаз.

Электрическое сопротивление, т. э. д. с. и твердость Au при добавлении Ru изменяются незначительно. Это справедливо также для термически обработанных сплавов, отожженных в интервале температур между 600 и 1000° С. Микроскопическое исследование показывает распад твердого раствора в результате термической обработки, но общий вывод сводится к тому, что растворимость Ru в Au в твердом состоянии меньше 0,5% (ат.)

1. Рудницкий А. А., Новикова О. А. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1601—1605.

0,7889  
T,2111

### Au—S. Золото—сера \*

Растворимость S в жидком Au и превращение при температуре «второй точки кипения»  $(Au)_{ж} \rightleftharpoons (Au) + S_{газ}$  изучены в работе [1] с помощью термического анализа. Построена диаграмма состояния Au—S (рис. 49). Содержание S в расплавах определяли при добавлении к ним Pb с целью получения тройного сплава Au—Au<sub>2</sub>Pb—PbS и затем расчетом количества S из известных плотностей сплава Au—Pb и PbS. Температура второй остановки определена равной 1048° С; максимальная растворимость S в Au при температуре 1048° С составляет 4,96% (ат.) [0,84% (по массе)]. Вопрос о характере растворения S в жидком Au (в виде многоатомных молекул или соединения) остается нерешенным.

1. Vogel R., Gerhardt R. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 318—320.

0,2094  
T,7906

### Au—Sb. Золото—сурьма \*

В тонких пленках, полученных осаждением из паровой фазы, обнаружена [1] метастабильная фаза, представляющая собой твердый раствор на основе AuSb<sub>3</sub>. Эта фаза имеет кубическую решетку с периодом, изменяющимся от 5,89 до 6,08 Å. Обнаруженная фаза отсутствовала в пленках толщиной более 10 мк.

1. Палатник Л. С. и др. ФММ, 1961, т. 11, с. 229—235.

0,3975  
T,6025

### Au—Se. Золото—селен \*

Термическим анализом [1] установлено превращение при температуре 1020° С (второй точке кипения):  $(Au)_{ж} \rightleftharpoons (Au) + Se_{газ}$ ; максимальная растворимость Se в Au при температуре 1020° С равна 12,05% (ат.) [5,2% (по массе)]. Диаграмма состояния Au—Se, построенная в работе [1], показана на рис. 50. Содержание Se



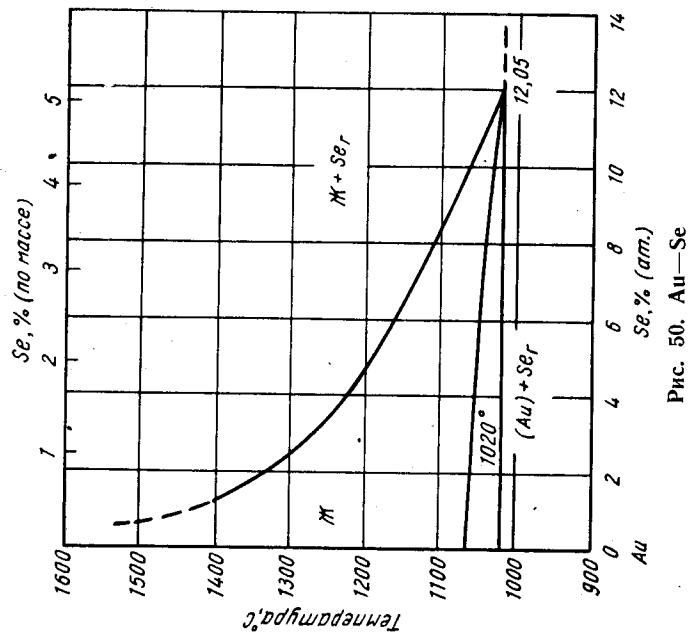


Рис. 50. Au—Se

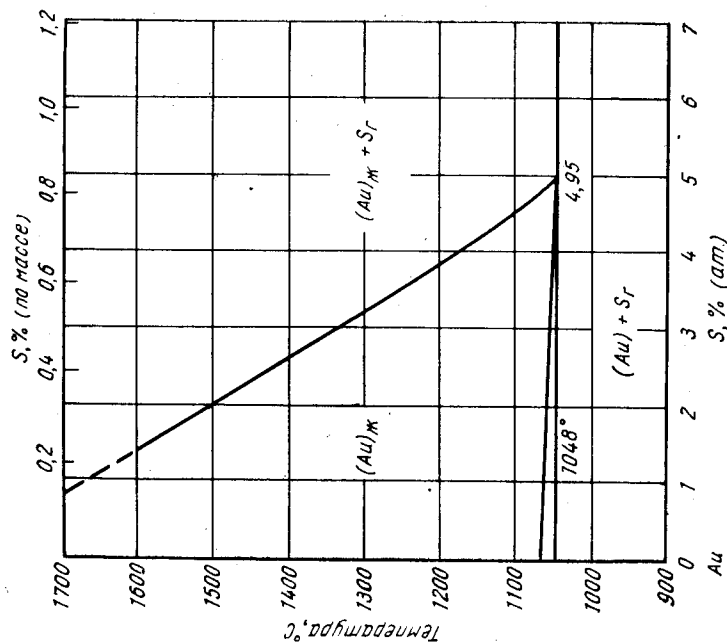


Рис. 49. Au—S

в сплавах определяли тем же методом, который использовали при исследовании системы Au—S (см. выше), хотя полученные результаты не согласовались друг с другом. Вопрос о характере растворения Se в Au (в виде многоатомных молекул или соединения) остается открытым.

1. Vogel R., Gerhardt R. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 318—320.

0,8484  
1,1536

### Au—Si. Золото—кремний \*

В работе [1] химическим анализом эвтектической жидкости после ликвации по плотности определили состав эвтектики  $[18,6 \pm 0,3\% \text{ (ат.) Si}]$ . Эвтектическая температура равна  $370^\circ \text{C}$ . В системе Au—Si соединения отсутствуют.

Растворимость Au в Si в твердом состоянии исследована в работах [2—4] методом меченых атомов. В частном сообщении автору работы [5] приводятся ошибочные данные. Согласно работе [3], максимальная растворимость при температуре  $\sim 1280^\circ \text{C}$  составляет  $\sim 2 \cdot 10^{-4}\%$  (ат.) Au; растворимость при температуре  $\sim 1380$  и  $\sim 1000^\circ \text{C}$  равна соответственно  $\sim 2 \cdot 10^{-5}$  и  $2 \cdot 10^{-6}\%$  (ат.) Au (значения растворимости переведены в атомные проценты из  $\text{атом/см}^3$ ). В работе [4] приведены значения растворимости при трех температурах, согласующиеся с данными работы [3].

1. Heath E. G. J. Electron. Control, 1961, v. 11, p. 13—15.
2. Struthers J. D. J. Appl. Phys., 1956, v. 27, p. 1560.
3. Collins C. B. a. o. Phys. Rev., 1957, v. 105, p. 1168—1173.
4. Болтакс Б. И. и др. ФТТ, 1960, т. 2, с. 2395—2399.
5. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

0,2205  
1,7795

### Au—Sn. Золото—олово \*

Сообщается [1] о двух новых фазах —  $\text{Au}_{10}\text{Sn}$  и  $\text{Au}_{83}\text{Sn}_{17}$ . Соединение  $\text{Au}_{10}\text{Sn}$ , находящееся в равновесии с твердым раствором на основе Au и  $\zeta$ -фазой выше  $250^\circ \text{C}$ , имеет гексагональную решетку типа  $\text{TiNi}_3$ ;  $a = 2,902 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,510 \text{ \AA}$  [1].  $\text{Au}_{83}\text{Sn}_{17}$  наблюдается ниже  $160 \pm 10^\circ \text{C}$ ; подобно  $\zeta$ -фазе  $\text{Au}_{83}\text{Sn}_{17}$  имеет г. к. решетку типа Mg, но со сверхструктурой;  $a = 2,918 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,809 \text{ \AA}$  [1].

Периоды г. к. решетки  $\zeta$ -фазы определены с высокой точностью (при  $30 \pm 1^\circ \text{C}$ ) в работе [2] после гомогенизации сплава при температуре  $275^\circ \text{C}$  в течение 68 суток. Полученные данные показывают монотонное возрастание периода  $a$  с увеличением содержания Sn и максимальное значение  $c$  при 12% (ат.) Sn. Признаки упорядочения или разупорядочения в структуре этой фазы не обнаружены.

Более точные значения периода ромбической решетки фазы  $\text{AuSn}_2$  приводятся в работах [1, 3];  $a = 6,90 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,03 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,789 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 20, S. 146—153.
2. Massalski T. B., King H. W. Acta Met., 1960, v. 8, p. 677—683.
3. Schubert K. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 360—361.

0,3518  
1,6482

### Au—Sr. Золото—стронций

В результате экспериментального исследования методами термического анализа, измерения плотности, удельного электрического сопротивления, микротвердости, изучения микроструктуры и рентгеновского анализа порошков в работе [1] построена диаграмма состояния Au—Sr (рис. 51). Сплавы готовили на основе Au чистой 99,99% и Sr, дистиллированного несколько раз плавкой

в среде Ag (под давлением 10—20 ат в случае сплавов с высоким содержанием Sr). Компоненты взаимно нерастворимы (в твердом состоянии. — Прим. ред.). Идентифицированы три конгруэнтно плавящиеся фазы:  $Au_5Sr$ ,  $Au_2Sr$  и « $\alpha$ »-фаза при содержании Sr несколько выше 50% (ат.). При содержании около 59% (ат.) Sr появляется инконгруэнтно плавящаяся « $\beta$ »-фаза, устойчивая только в интервале температур 725—770° С. « $\gamma$ »-фаза образуется по перитектической реакции, твер-

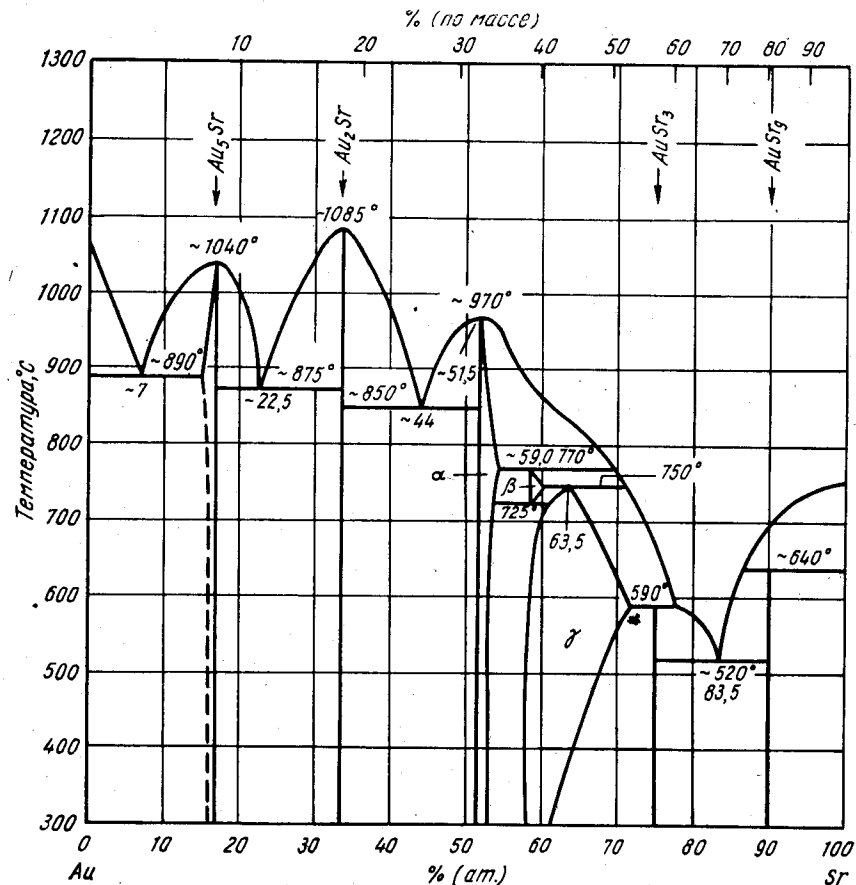


Рис. 51. Au—Sr

дая фаза при температуре 750° С содержит 63,5% (ат.) Sr;  $AuSr_3$  и  $AuSr_7$  также образуются по перитектическим реакциям. На кривой зависимости удельного электросопротивления от состава имеются максимумы, отвечающие концентрации 30% (ат.) Sr и фазам  $Au_5Sr$  и  $Au_2Sr$ . Атомный объем в интервале концентраций 0—63,4% (ат.) Sr является линейной функцией состава, взятого в атомных процентах, и линейной функцией (с увеличенной производной  $dv/dc$ ) в интервале 63,4—100% (ат.) Sr; обе части кривой находятся ниже (меньше объем), чем можно было бы ожидать из правила Вегарда.

**Кристаллическая структура.**  $Au_5Sr$  имеет гексагональную решетку типа  $Ca_5Ca$ ;  $a = 5,627$  А,  $c = 4,618$  А [в сплаве с 16,4% (ат.) Sr, отожженном при 850° С]. Структуру других фаз не идентифицировали. Фазу  $Au_2Sr$  нельзя

130

идентифицировать как фазу Лавеса, но на рентгенограмме, полученной с порошка, обнаруживаются линии гексагональной решетки.  $Au_5Sr$  также имеет гексагональную решетку.  $AuSr_3$  характеризуется сложной структурой.

1. Filler-Kniepmeier M., Neumann T. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 404—408.

0,0370  
I,9630

### Au—Ta. Золото—тантал

В работе [1] систему Au—Ta исследовали методами рентгеновского и микроскопического анализов и измерения твердости. Электроннолучевая плавка позволила избежать быстрого охлаждения литых сплавов, большую часть работы по идентификации фаз проводили рентгеновским методом.

В жидком состоянии Au и Ta полностью взаимно растворяются. В интервале концентраций 0—50% (ат.) Ta жидкость сохраняется значительно ниже температуры 1400° С. Растворимость Ta в Au в твердом состоянии изменяется от 11,3 при температуре 1300° С до 8,5% (ат.) при 500° С. Признаки заметной растворимости Au в Ta в твердом состоянии отсутствуют.

Идентифицированы три соединения: «TaAu», наблюдаемое при отклонении от стехиометрического состава в сторону Ta,  $Ta_2Au$  и  $Ta_3Au$ . При температурах выше 1000° С  $Ta_3Au$ , возможно, распадается по эвтектической реакции. Микроскопическим исследованием обнаружена эвтектика между твердым раствором на основе Au и «TaAu». Максимум твердости сплавов достигается при составе, отвечающем  $Ta_2Au$ .

«TaAu» имеет о. п. тетрагональную решетку типа  $Nb_3Au_2$  (со сверхструктурой);  $a = 3,38$  А,  $c = 3,05$  А. Микроскопическое исследование показывает превращение, которое не обнаруживается рентгеновским анализом (может быть, из-за незначительной разницы в факторах атомного рассеяния элементов) [1].

$Ta_2Au$  имеет тетрагональную решетку типа  $\sigma$ -фазы;  $a = 10,06$  А,  $c = 5,23$  А [2].  $Ta_3Au$  имеет кубическую решетку типа  $\beta$ -W;  $a = 5,22$  А [1].

1. Raub E. u. a. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 189—193.
2. Dickins G. J. a. o. Acta Cryst., 1956, v. 9, p. 297; см. [1].

I,9292  
0,0708

### Au—Th. Золото—торий \*

Согласно работе [1],  $ThAu_2$  имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$  ( $C32$ ) и соответствует фазе  $Th_3Au_5$ , идентифицированной ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Периоды решетки этой фазы равны:  $a = 4,470 \pm 0,002$  А,  $c = 3,402 \pm 0,002$  А.

1. Brown A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 860—865.

0,6146  
I,3854

### Au—Ti. Золото—титан \*

Показано, что соединение, идентифицированное ранее как  $Au_6Ti$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), представляет собой  $Au_4Ti$  и имеет о. п. тетрагональную решетку, однотипную с  $Ni_4Mo$ ;  $a = 6,55$  А,  $c = 4,04$  А [1].

1. Schubert И. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 360—361.

9\*

131

## Au—V. Золото—ванадий \*

Диаграмма состояния Au—V (рис. 52) построена методами термического, дилатометрического, микроскопического и рентгеновского анализов [1]. Температуры кривой ликвидуса и перитектических горизонталей (при 1400 и 1520°С) определены термическим анализом. Температурные максимумы существования двух фаз с упорядоченной структурой установлены с помощью дилатометриче-

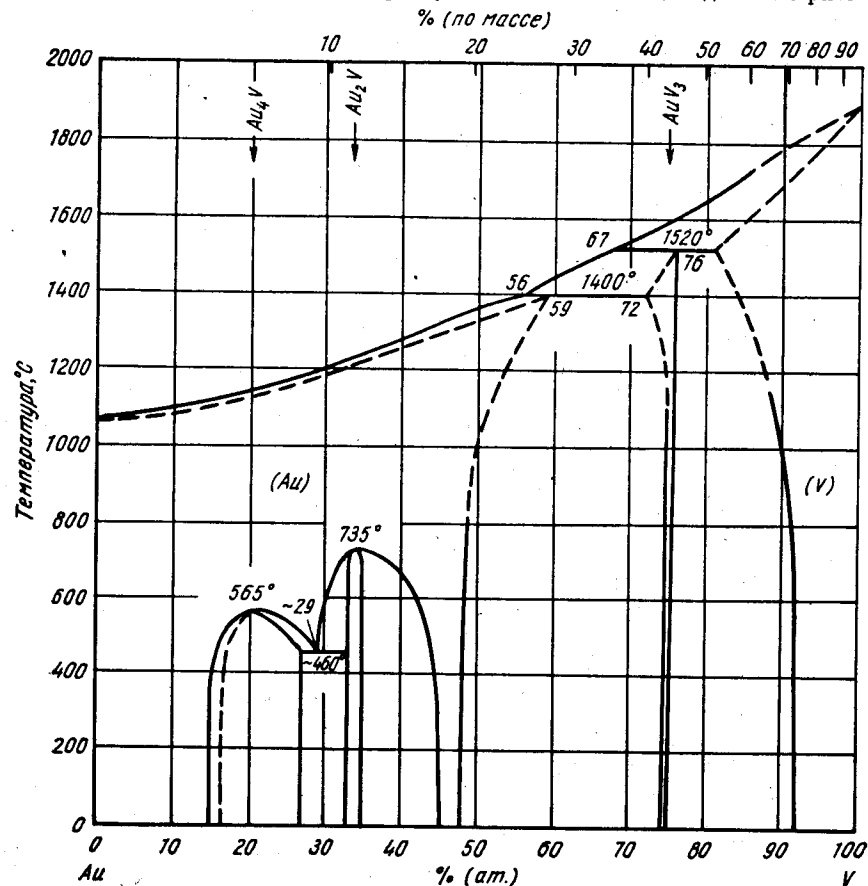


Рис. 52. Au—V

ского метода. Составы равновесных фаз определены при микроскопическом и рентгеновском исследовании отожженных и закаленных сплавов и отмечены на рис. 52. Для V принята температура плавления, равная 1900°С вместо 1720°С, как в работе [1]. За исключением максимальной растворимости V в Au при температуре 500°С, данные работы [1] полностью заменили данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 141 [1]).

**Кристаллическая структура.** Au<sub>4</sub>V имеет тетрагональную структуру, идентичную со структурой Ni<sub>4</sub>Mo;  $a = 6,40 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,98 \text{ \AA}$  [1]. Структура Au<sub>2</sub>V не расшифрована [1]. AuV<sub>3</sub> имеет кубическую решетку, идентичную с решеткой β-W;  $a = 4,88 \text{ \AA}$  [1],  $a = 4,88 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [2].

1. Köster W., Nords Kog H. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 501—502.
2. Wood E. A., Matthias B. T. Acta Cryst., 1956, v. 9, p. 534.

0,0299  
I, 9701

## Au—W. Золото—вольфрам

В работе [1] не обнаружили образования сплавов между Au и W вплоть до температур, близких к температуре кипения Au.

1. Raub E. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 290—291.

0,3445  
I, 6555

## Au—Y. Золото—итрий

Структура сплава эквимолярного состава не о. ц. к. и не типа CsCl [1].

1. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

0,4795  
I, 5205

## Au—Zn. Золото—цинк \*

Диаграмма состояния Au—Zn в интервале концентраций 10—50% (ат.) Zn заметно пересмотрена в результате рентгеновского и калориметрического исследований [1—4]. Установлено существование двух новых фаз: Au<sub>4</sub>Zn и Au<sub>5</sub>Zn<sub>3</sub>. Сплавы не подвергали отжигу при достаточном числе температур с целью построения границ между отдельными фазовыми областями. Диаграмма состояния Au—Zn (рис. 53) взята у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 142), но в нее внесены изменения на основе данных работ [2, 3]. При температуре 200°С Au<sub>4</sub>Zn имеет область однородности от 15 до 19% (ат.) Zn. Предполагается [2] существование перитектоидной реакции  $\alpha + \alpha_1 \rightleftharpoons \text{Au}_4\text{Zn}$ ; однако на основе калориметрических измерений (при нагреве) предполагается [3] перитектоидное превращение при температуре 300°С.

Au<sub>5</sub>Zn<sub>3</sub> образуется по перитектоидной реакции  $\alpha_1 + \beta \rightarrow \text{Au}_5\text{Zn}_3$  при температуре  $260 \pm 20^\circ\text{C}$ ; границы области однородности β-фазы (AuZn) пересмотрены со стороны Au [2]. Температуры превращений  $\alpha_1 \rightleftharpoons \alpha_2$  и  $\alpha \rightleftharpoons \alpha_1$  составляют соответственно  $\sim 200$  и  $389 \pm 4^\circ\text{C}$  [5]. Однако сообщается [2], что температура превращения  $\alpha_1 \rightleftharpoons \alpha_2$  равна  $\sim 250^\circ\text{C}$ ; в работе [4] калориметрическим методом обнаружено, что превращение  $\alpha \rightleftharpoons \alpha_1$  происходит при температуре  $\sim 420^\circ\text{C}$ , а превращение  $\alpha_1 \rightleftharpoons \alpha_2$  — соответственно при  $\sim 270^\circ\text{C}$ .

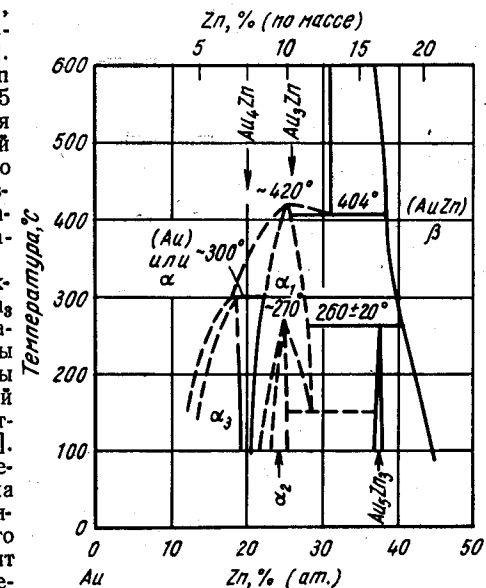


Рис. 53. Au—Zn

**Кристаллическая структура.** Сообщается [4], что  $\alpha$ -фаза при содержании 25% (ат.) Zn имеет неупорядоченную структуру; период г. ц. к. решетки равен 4,046 А, что хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [5]).

Сообщается [2], что  $\alpha_2$ -фаза имеет квазитетрагональную ромбическую решетку ( $a = 3,954$  А,  $c = 4,162$  А) и тетрагональную решетку [5]. В работе [3] показано, что  $\alpha_2$ -фаза имеет тетрагональную (упорядоченную ромбическую) структуру на стороне, богатой Zn, с периодами решетки  $a = 3,946$  А;  $c = 4,151$  А и тетрагональную решетку на стороне, богатой Au, с периодами  $a = 3,950$  А,  $c = 4,175$  А; по предварительным сообщениям [6]:  $a = 5,586 \pm 0,004$  А,  $c = 33,41 \pm 0,07$  А.

$Au_2Zn$  ( $\alpha_3$ -фаза) и  $Au_3Zn_2$  являются сверхструктурами с г. ц. к. решетками типа A1 [1];  $Au_4Zn$  имеет ромбическую решетку;  $a = 4,026$  А,  $b = 4,034$  А,  $c = 4,062$  [1] при содержании 19% (ат.) Zn;  $Au_5Zn_3$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 3,898$  А,  $c = 4,202$  А [2];  $a = 3,90$  А,  $c = 4,16$  А [3].

При рентгеновском исследовании  $\beta$ -фазы [4] обнаружили четкую сверхструктуру; период решетки оказался равным 3,148 А при содержании  $50,0 \pm \pm 0,1\%$  (ат.) Zn по сравнению с 3,128 А при 49,5% (ат.) Zn (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [7]). По-видимому, эти различия связаны с чистотой исследованных материалов. Данные по теплосодержанию и теплотам образования показывают, что  $\beta$ -фаза не склонна к разупорядочиванию при нагреве до  $527^\circ$  С [4], однако в рентгеновском исследовании и при измерении термодинамических функций [7] наблюдали «значительное разупорядочивание структуры»  $\beta$ -фазы, содержащей 50% (ат.) Zn, при  $\sim 400^\circ$  С. При комнатной температуре  $\gamma_2$ -фаза имеет кубическую решетку с периодом 7,903 А [8].

1. Wilkens M., Schubert K. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 550—557.
2. Wilkens M., Schubert K. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 633—646.
3. Iwasaki H. a. o. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1771—1783.
4. Correnter R. W. a. o. U. S. Dept. Comm. Pffies Tech. Serv., PB Rept. 144, 478, 1959, p. 14.
5. Feingold E., Dissertation, Temple University, 1959, Dissertation Abstract, 1960, v. 20, p. 3349.
6. Iwasaki H. J. Phys. Soc. Japan, 1959, v. 14, p. 1456.
7. Terpilowski J. Zeszuty Nauk. Politech. Wroclaw. Chem., 1958, № 4, S. 13.
8. Günzel E., Schubert K. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 234—235; Schubert K. o. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.

0,3348  
Г, 6652

### Au—Zr. Золото—цирконий \*

В работе [1] идентифицирована промежуточная фаза  $Zr_3Au$ ; показано, что она имеет кубическую решетку типа  $\beta$ -W с периодом  $5,4824 \pm 0,0002$  А. Идентифицирована фаза  $Zr_2Au$ , которой условно приписали тетрагональную структуру типа  $MoSi_2$ ;  $a = 3,28$  А,  $c = 11,60$  А [2].

1. Nevitt M. V. Trans. AIME, 1958, v. 22, p. 350—355.
2. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.

2,8964  
Г, 1036

### B—Ba. Бор—барий \*

В работах [1, 2] подтверждено существование и структура  $BaB_6$ ; это соединение имеет кубическую решетку типа  $CaF_2$  с периодом  $4,256 \pm 0,002$  (при  $20^\circ$  С) [2] или 4,268 А (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Температура плавления  $BaB_6$  составляет  $2270^\circ$  С [3].

1. Самсонов Г. В., Гродштейн А. Е. ЖФХ, 1956, т. 30, с. 379—382; Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 563—569.
2. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.
3. Cafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.

0,0794  
Г, 9206

### B—Be. Бор—бериллий

Результаты предварительных исследований фазовых равновесий в системе B—Be опубликованы в работах [1] для интервала концентраций 0—100% (ат.) B и [2] для интервала 0—50% (ат.) B (изучено 20 сплавов).

В работе [1] для приготовления сплавов использовали Be и B чистой соответственно 99,2 и 97,4%, а в [2] соответственно 99,8 и 99,4%. Металлографический метод, дополненный рентгеновским, химическим, пирометрическим и термическим анализами, использовали в работе [1]; в работе [2] пользовались методом определения температуры размягчения (при изгибе), химическим и рентгеновским анализами.

В интервале концентраций 0—33,3% (ат.) B данные работ [1, 2] совпадают: имеется эвтектика  $J \rightarrow Be + Be_3B$  и два соединения  $Be_3B$  и  $Be_2B$ . Эвтектика плавится при температуре  $972 \pm 15^\circ$  С [1]; содержит  $\sim 11\%$  (ат.) B и плавится при  $\sim 1200^\circ$  С [2], содержит  $\sim 8,5\%$  (ат.) [10% (по массе)] B [3]. В работе [1] не определили стехиометрический состав соединения, богатого Be, но указывается, что оно существует в интервале концентраций 16,7—33,3% (ат. B). Температура плавления  $Be_3B$  равна  $\sim 1160^\circ$  С [2], а  $Be_2B$  —  $\sim 1520^\circ$  С [2] или  $1050—1400^\circ$  С [1]. Указывается [1], что  $Be_3B$  и  $Be_2B$  образуются по перитектическим реакциям. Согласно работе [4],  $Be_3B$ , по всей вероятности, имеет область гомогенности в интервале 20—25% (ат.) B.

Сообщается о существовании соединений  $BeB_2$ ,  $BeB_4$ ,  $BeB_6$ ,  $BeB_8$  и  $BeB_{12}$  при содержании  $> 33,3\%$  (ат.) B; в работе [1] также говорится о соединении неопределенного стехиометрического состава между  $Be_3B$  и  $BeB_2$ . Из перечисленных соединений твердо установлены только  $BeB_2$  и  $BeB_6$ .  $BeB_2$  находится в твердом состоянии при температуре  $1970^\circ$  С, а  $BeB_6$  плавится между  $2020$  и  $2120^\circ$  С [1].

$Be_3B$  имеет тетрагональную решетку, пространственная группа  $P4/nmm$ ;  $a = 3,269 \pm 0,002$  А,  $c = 7,050 \pm 0,005$  А [4].  $Be_2B$  имеет г. ц. к. решетку типа  $CaF_2$  с периодом  $4,661 \pm 0,001$  [6, 5] или  $4,663$  А [7].  $BeB_2$  имеет гексагональную решетку, пространственная группа  $P6/mmm$ ;  $a = 9,79 \pm 0,02$  А,  $c = 9,55 \pm 0,02$  А [7].

$BeB_6$  имеет тетрагональную решетку, по существу идентичную с решеткой  $AlB_{12}$ ;  $a = 10,16$  А,  $c = 14,28$  А [7]. В работе [8] структура  $BeB_4$  трактуется как тетрагональная типа  $UB_4$ ; о существовании  $BeB_4$  также говорится в работе [9]. Существование  $BeB_8$  отмечается в работе [9], а  $BeB_8$  обнаружено вместе с  $Be_2B$  и свободным B в одном образце в работе [8]; однако в обзоре [10] не высказывается никакого мнения о существовании  $BeB_8$ .  $BeB_{12}$  имеет гексагональную решетку;  $a = 5,08$  А,  $c = 8,80$  А [11].

1. Hoepig C. L., a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1961, v. 44, p. 385—389.
2. Марковский Л. Я., Маркевич Г. С. ЖПХ, т. 33, 1960, с. 1667—1669.
3. Kaufmann A. R. a. o. Trans. ASM, 1950, v. 42, p. 785—844.
4. Маркевич Г. С. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 1783—1787.
5. Марковский Л. Я. и др. ДАН СССР, 1955, т. 101, с. 97—98.
6. Марковский Л. Я. и др. ЖОХ, 1955, т. 25, с. 1045—1052.
7. Sands D. E. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 309—310.
8. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 563—569.
9. Маркевич Г. С., Марковский Л. Я. Труды Гос. института прикладной химии, 1960, вып. 45, с. 139—144.
10. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 270—272; см. также [8].
11. Vecher H. J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1960, Bd 306, S. 266—272.

**В—С. Бор—углерод**

Результаты работы [1] позволяют предполагать, что существует карбид  $V_4C$ . Диаграмма состояния В—С опубликована в работе [2], авторы которой пришли к выводу, что «в системе В—С встречаются три фазы: твердый раствор на основе В, соединение, близкое по составу к  $V_4C$ , и графит». Указывается [2], что растворимость компонентов в карбиде отсутствует. Поскольку продукты реакции оказались жидкими при 2500—2600° С, то считалось, что эти температуры характеризуют точку плавления карбида [2].

Установлено [3—6], что карбид имеет ромбоэдрическую структуру. В работе [6] приведены значения периодов решетки и дан полный анализ структуры карбида;  $a = 5,19 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 66^\circ 18'$ . На элементарную ячейку приходится три формульные единицы (для эквивалентной гексагональной ячейки периоды решетки:  $a = 5,60 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,12 \text{ \AA}$ ). По данным работы [7], карбид имеет псевдомоноклинную решетку;  $a = 8,784 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,607 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,172 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 60^\circ 29'$ . Карбид с о. ц. к. решеткой (период равен 3,161—3,181 и изменяется в зависимости от содержания С) наблюдали в работах [8, 9]; впоследствии оказалось, что это связано с загрязнением сплавов W [10]. Установлено [11] существование карбида с предполагаемым стехиометрическим составом  $V_{12}C$ .

Более детальное исследование системы В—С выполнено в работе [12]. Сплавы в интервале концентраций 10—50% (по массе) С готовили спеканием  $V_4C$  либо с В, либо с С. На основе микроскопического, рентгеновского и термического анализов авторы работы [12] пришли к выводу, что  $V_4C$  образуется при температуре 2250° С по перитектической реакции  $Ж + (В) \rightarrow V_4C$ .  $V_4C$  имеет переменный период кристаллической решетки, что указывает на существование области твердых растворов на его основе. Сообщается об эвтектической реакции  $Ж \rightarrow V_4C + \text{графит}$  при температуре 2150° С; жидкая фаза содержит 28% (ат.) [30,2% (по массе)] С. Следует отметить, что если экстраполировать данные работы [12], полученные методом термического анализа, то температура плавления В оказывается равной ~2500° С!

Обстоятельные исследования выполнены по изучению  $V_4C$ . В работе [6] сообщается, что при замещении атомов В в пустотах кристаллической решетки  $V_4C$  возможно образование твердых растворов в интервале концентраций от  $V_{4,67}C$  до  $V_4C$  [17,7—20% (ат.) С]. В работах [13—16] показано, что твердые растворы образуются путем замещения; при этом получается  $V_{13}C_2$  [12,3% (ат.) С] с ковалентными связями. По линейному изменению положения рентгеновских линий пришли к выводу, что область твердых растворов на основе карбида существует по крайней мере в интервале концентраций 4—28% (ат.) С [17].

По данным микроскопического и рентгеновского исследований горячепрессованных брикетов [18] построена диаграмма состояния В—С (аналогичная диаграмма на рис. 54), на которой обобщены данные термического анализа и даны перитектическая и эвтектическая горизонтали в соответствии с результатами работы [12]. Температура плавления В принята равной 2075° С [18]. Для того чтобы этот вариант диаграммы состояния согласовывался с перитектическим превращением, необходимо допустить существование двух карбидов, т. е. твердых растворов на основе  $V_{13}C_2$  и  $V_4C$ . В работе [18] не приводится никаких металлографических или рентгеновских данных, доказывающих существование обоих твердых растворов. Сообщается, что третий карбид  $V_mC_n$ , содержащий приблизительно 49,4% (ат.) [52% (по массе)] С, образуется по перитектической реакции. Таким образом, пересматриваются данные относительно эвтектической реакции, и она теперь записывается как  $Ж \rightarrow (V_4C) + V_mC_n$ . Никаких доказательств с помощью микроскопического анализа об эвтектической реакции  $Ж \rightarrow (В) + (V_{13}C_2)$  при содержании 1,8% (ат.) ~ [2% (по массе)] С не приводится.

Предполагается [19], что единственное соединение, плавящееся конгруэнтно, существует в интервале концентраций 4,5—22,1% (ат.) [5—24% (по массе)] С. Карбид, обозначенный как  $V_mC_n$ , существует в интервале концентраций 65,7—66,7% (ат.) [68—69% (по массе)] С. В работе [20] отвергается предположение [12] о существовании в системе В—С одного карбида.

Диаграмма состояния В—С (рис. 54) является обобщением данных различных исследователей [20, 21]. Следует отметить, что только в пределах до эвтектики с 30% (ат.) С эта диаграмма состояния действительно построена обычными методами исследования — о достижении равновесия судили по данным изучения кристаллической структуры. Пересмотренный вариант диаграммы состояния В—С с  $V_{12}C$ , плавящимся конгруэнтно, приводится в работе [11].

В настоящее время имеются два неопубликованных исследования системы В—С с помощью общепризнанных методов построения диаграмм состояния [22,

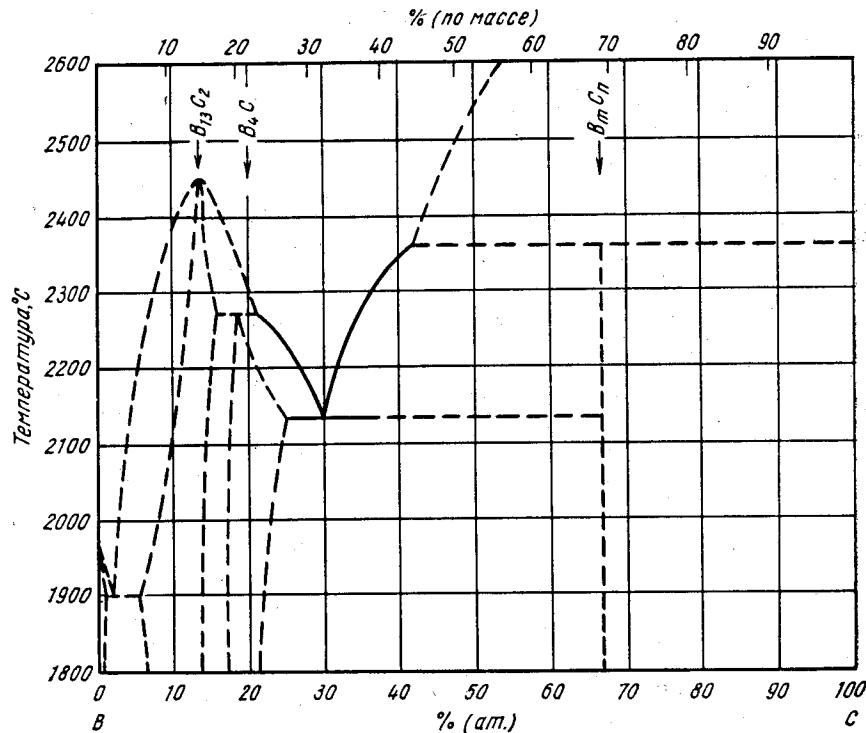


Рис. 54. В—С [18]

23]. В работе [22] систему В—С исследовали методами дифференциально-термического, рентгеновского и микроскопического анализов сплавов, приготовленных на основе В чистой 98,9%; в работе [23] использовали рентгеновский метод определения периода решетки, микроскопический анализ и измерение температуры начала плавления сплавов, приготовленных на основе В чистой по меньшей мере 99,6%. Работа [23] полностью документально подтверждена, тогда как работа [22] не оформлена совсем или слабо документирована. Диаграмма состояния В—С, построенная в работе [23], показана на рис. 55. Данные работ [22, 23] согласуются в том, что в этой системе имеется только один карбид, который плавится конгруэнтно и с графитом образует эвтектику; хорошо согласуются относительно неинвариантных превращений: богатая В «эвтектика» плавится при температуре  $2080 \pm 20^\circ \text{C}$  [22] или  $2075^\circ \text{C}$  [23]; ( $V_4C$ ) плавится конгруэнтно при  $2470 \pm 20^\circ \text{C}$  и содержит 20% (ат.) С [22] или при  $2450^\circ \text{C}$  и 18,5% (ат.) С [23]; эвтектика ( $V_4C$ ) + графит плавится при  $2390 \pm 20^\circ \text{C}$  и содержит 27% (ат.) С [22] или при  $2375^\circ \text{C}$  и 29% (ат.) С [23]. В работе [22] определили температуру

плавления В равной 2130° С и, таким образом, пришли к выводу, что богатая В эвтектика содержит 1—2% (ат.) С, хотя нет металлографических данных, которые бы это подтвердили. В работе [23], в противоположность этому, температуру плавления В установили равной 2075° С, идентичной с температурой инвариантного превращения; в этой работе представили металлографические доказательства того, что состав инвариантной точки практически совпадает с В. Рас-

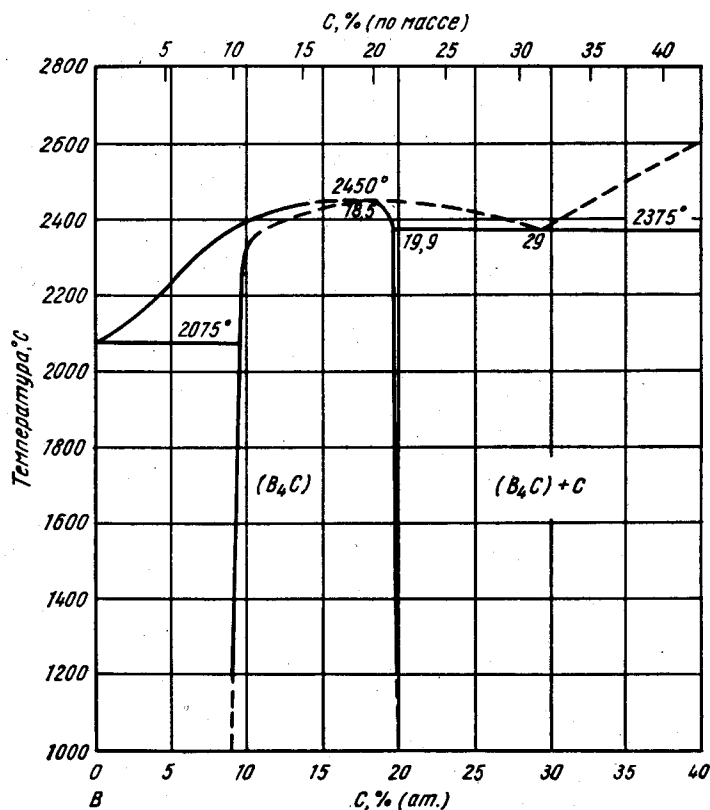


Рис. 55. В—С [23]

творимость С в В в твердом состоянии составляет 0,1—0,2% (ат.) [23]. Основное различие между работами [22] и [23] заключается в ширине области твердых растворов на основе  $B_4C$ . В работе [22] граница этой области проходит при эвтектической температуре 2390° С и концентрации 27% (ат.) С, тогда как в работе [23] граница со стороны С проходит при 19,9% (ат.) С. Граница области твердых растворов на основе  $B_4C$  со стороны В проведена схематически при ~13% (ат.) С, хотя эксперимент показывает, что она, по-видимому, проходит при 10% (ат.) С [22]. В противоположность этому, в работе [23] эта концентрация при температуре 2075° С равна 9,5% (ат.) С, причем с понижением температуры до 1200° С ширина области гомогенности увеличивается до ~9% (ат.) С. Отмечается [22], что  $B_4C$  имеет очень узкую область гомогенности при температурах ниже 1800° С, но не приводится никаких подтверждений.

1. Moissan H. Compt. Rend., 1899, v. 118, p. 556.
2. Ridgway R. R. Trans. Electrochem. Soc., 1934, v. 66, p. 117—133.
3. Laves F. Nachr. Ges. Wiss. Goettingen, Math. Physik, Kl., Fachgruppe IV, 1934, Bd 1, S. 57—58.
4. Севастьянов Н. Г. Заводская лаборатория, 1939, т. 8, с. 1317—1318.
5. Жданов Г. С., Севастьянов Н. Г. ДАН СССР, 1941, т. 32, с. 432—434.
6. Clark H. K., Hoard J. L. J. Amer. Chem. Soc., 1943, v. 65, p. 2115—2119.
7. Kranz R. Hamburger Beitz. Angew. Mineral., Kristall-phys., Petrogenese, 1959, Bd 2, S. 99—115.
8. Эпельбаум В. А. и др. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 2149—2154.
9. Эпельбаум В. А. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1398—1403.
10. Эпельбаум В. А. и др. Ж. структурн. химии, 1961, т. 2, с. 65.
11. Журавлев Н. Н. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1961, вып. 1, с. 133—141.
12. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. Изв. сектора физико-химического анализа ИОНХ АН СССР, 1953, вып. 22, с. 92—103.
13. Жданов Г. С., Севастьянов Н. Г. ЖФХ, 1943, т. 17, с. 326—335.
14. Жданов Г. С. и др. ДАН СССР, 1953, т. 92, с. 767—768.
15. Жданов Г. С. и др. ЖФХ, 1954, т. 28, с. 1076—1082.
16. Allen R. D. J. Amer. Chem. Soc., 1953, v. 75, p. 3582—3583.
17. Glaser F. W. a. o. J. Appl. Phys., 1953, v. 24, p. 731—733.
18. Самсонов Г. В. и др. ФММ, 1956, т. 3, с. 309—313.
19. Журавлев Н. Н. Неопубликованные данные, см. [20, с. 164].
20. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы», Изд-во АН УССР, 1960, с. 158.
21. Самсонов Г. В. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 2424—2429.
22. Dolloff R. T. Air Force Report, WADD Tech. Rept. 60—143, pt. 1, 1960, p. 22.
23. Elliott R. P. IIT Research Institute, ARF—2200—12, Final Report on U. S. At. Energy Comm., Contract AF (11—1)—578, Project Agreement No 4., June, 1961, p. 45.

1,4313  
0,5687

### В—Са. Бор—кальций \*

Температура плавления  $CaB_6$  составляет 2235 [1] или 2230° С [2]. Период кубической решетки  $CaB_6$ , по данным повторного определения [3], равен  $4,148 \pm \pm 0,002$  А.

Приводятся доказательства существования  $CaB_4$ ; эта фаза имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $LaB_4$ ;  $a = 7,11$  А,  $c = 4,11$  А [4].

1. Lafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.
2. Марковский Л. Я. Огнеупоры, 1957, т. 22, с. 42—46.
3. Самсонов Г. В., Гродштейн А. Е. ЖФХ, т. 30, с. 379—382.
4. Johnson R. W., Daane A. H. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 909—915.

2,9835  
1,0165

### В—Cd. Бор—кадмий

В работе [1] спекали смеси В и Cd в интервале температур 800—1100° С. Соединений не образуется. Период решетки кадмия не изменялся, что свидетельствует об отсутствии растворимости В в Cd в твердом состоянии.

1. Марковский Л. Я., Кондрашев Ю. Д. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 34—41.

## В—Се. Бор—церий \*

В микроструктуре литого сплава с 1% (ат.) Се видны первичные кристаллы боридной фазы в эвтектической матрице; это свидетельствует о том, что эвтектика содержит менее 1% (ат.) Се [1]. Температура плавления  $\text{CeB}_6$  равна 2190 [2, 3] или 2290°С [4]. Подтверждено, что период кубической решетки равен: 4,141 [4, 5] или  $4,130 \pm 0,002$  А при температуре 20°С [6]. Додекаборид в системе В—Се отсутствует [7].

1. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
2. Von Stackelberg M., Neumann F. Z. Phys. Chem. (Frankfurt), 1932, Bd 12, S. 314—320.
3. Lafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.
4. Самсонов Г. В., Гродштейн А. Е. ЖФХ, 1956, т. 30, с. 379—382.
5. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
6. Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.
7. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.

## В—Со. Бор—кобальт \*

Богатая Со часть диаграммы состояния В—Со повторно исследована методами термического и микроскопического анализов (рис. 56) [1]. В противоположность ранее построенной диаграмме (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4], рис. 144), наиболее богатый Со борид  $\text{Co}_3\text{B}$  образуется по перитектической реакции.

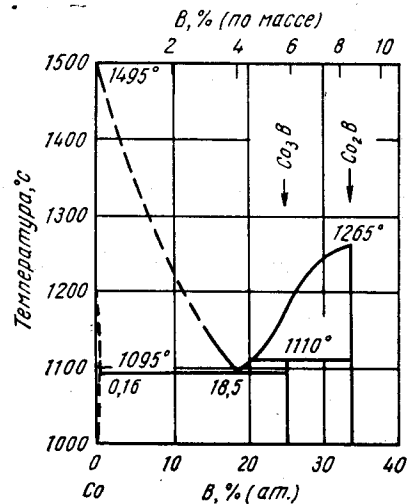


Рис. 56. В—Со

474°С [5]. Указывается [2], что  $\text{CoB}$  не изоморфно с  $\text{FeB}$ , как сообщалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

1. Коломийцев П. Т. ДАН СССР, 1960, т. 130, с. 767—770.
2. Коломийцев П. Т. ДАН СССР, 1959, т. 124, с. 1247—1250.
3. Rundqvist S. Acta Chem. Scand., 1958, v. 12, p. 658—662.
4. Rundqvist S. Nature, 1958, v. 181, p. 259—260.

5. Fruchart R., Michel A. Bull. Soc. Chim. France, 1959, v. 25, p. 422—423.
6. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

## В—Cr. Бор—хром \*

Ориентировочная диаграмма состояния В—Cr (рис. 57) построена в работе [1] на основе собственных и литературных данных. Сплавы готовили из электролитического Cr и В чистотой 96,35%; кривая ликвидуса построена по девяти точкам. По всей вероятности, подробности относительно предполагаемых нон-

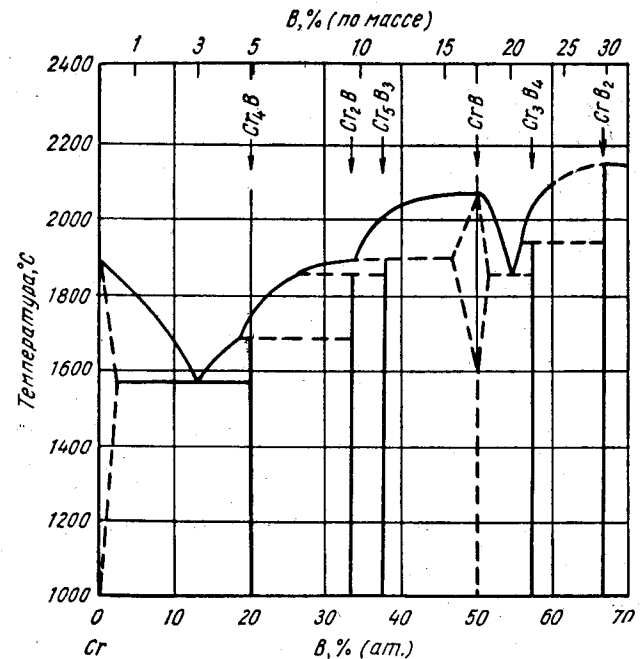


Рис. 57. В—Cr

вариантных превращений в системе В—Cr приводятся в неопубликованной работе [2]. Авторы работы [1] пришли к выводу, что области твердых растворов на основе  $\text{Cr}_3\text{B}_4$ ,  $\text{CrB}_2$  и  $\text{Cr}_5\text{B}_3$  очень узки. Температуры плавления  $\text{CrB}$  и  $\text{CrB}_2$ , установленные в работе [1], много выше значений, приводимых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [6]). В работе [1] не определяли температуру плавления  $\text{CrB}_2$ , хотя авторы наблюдали, что этот борид находится в твердом состоянии при 1980°С; другие исследователи для температуры плавления  $\text{CrB}_2$  дают значения  $2280 \pm 20$  [3] или  $1800 \pm 50$ °С [4] (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [6, 9]).

В работе [5] рентгеновским методом исследовали сплавы, содержащие 0—27% (ат.) В. О. ц. к. структура Cr была стабильной по крайней мере до температуры 1150°С. Добавки В вызывают появление при температуре 1300°С у Cr гексагональной структуры; периоды решетки такого Cr:  $a = 2,5762 \pm 0,0008$  А,  $c = 4,4489 \pm 0,0006$  А. В работе [5] наблюдали  $\text{Cr}_2\text{B}$ , находящийся в равновесии с этим «В—Cr».

Рентгеновским и микроскопическим исследованиями 33 сплавов, приготовленных из Сг и В чистой соответственно 99,4 и 98—99%, в работе [6] обнаружено пять соединений в следующих интервалах концентраций:  $\text{Cr}_2\text{B}$  [29,1—33,7% (ат.) В],  $\text{Cr}_3\text{B}_3$  [37,1—38,6% (ат.) В],  $\text{CrB}$  [49,0—52,9% (ат.) В],  $\text{Cr}_3\text{B}_4$  [60—62,2% (ат.) В] и  $\text{CrB}_2$  [65,5—?% (ат.) В]. Хотя в работе [6] не использовали стехиометрические формулы для обозначения состава обнаруженных соединений, за исключением  $\text{Cr}_3\text{B}_4$ , сообщаемые интервалы концентраций включают соединения, обнаруженные в работе [1]. В работе [6] соединение  $\text{Cr}_4\text{B}$  не наблюдали; приведенные выше границы областей гомогенности даны на основании характерных особенностей рентгенограмм соединений при заданных составах. Ни в одном из случаев не наблюдали изменения периодов решетки в зависимости от состава. Поскольку рентгеновские методы не самые надежные при установлении границ между одно- и двухфазными областями, то вполне возможно, что названные выше интервалы концентраций не существуют. Сообщается [1], что  $\text{Cr}_5\text{B}_3$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 5,44 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,07 \text{ \AA}$ . По данным рентгеновских исследований, периоды решеток соединений  $\text{Cr}_3\text{B}_4$  [7] и  $\text{CrB}_2$  [8] прекрасно согласуются со значениями, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]). Существование другого соединения  $\text{Cr}_2\text{B}_3$  отмечено в работе [9]; однако в дальнейшем в литературе мы не обнаружили каких-либо сведений об этой фазе.

В работе [10] исследовали сплавы, содержащие 75—96% (ат.) В, и обнаружили единственное соединение  $\text{CrB}_6$ , которое находится в равновесии с  $\text{CrB}_2$  вплоть до 1960—2200°С; как установлено, в этом температурном интервале  $\text{CrB}_6$  распадается на  $\text{CrB}_2$  и чистый В.  $\text{CrB}_6$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 5,469 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,152 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ; на элементарную ячейку приходится четыре формульные единицы.

1. Nowotny H. u. a. Monatsh. Chem., 1958, Bd 89, S. 611—617.
2. Piegger E. Dissertation, Technische Hochschule, Graz., 1958.
3. Марковский Л. Я. и др. Огнеупоры, 1957, т. 22, с. 42—46.
4. Искольдский И. И., Богородская Л. П. ЖПХ, 1957, т. 30, с. 177—185.
5. Эпельбаум В. А. и др. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 1848—1854.
6. Эпельбаум В. А. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 2545—2552.
7. Eriström M. Acta Chem. Scand., 1961, v. 15, p. 1178.
8. Севастьянов Н. Г. и др. ЖПХ, 1959, т. 32, с. 1941—1944.
9. Glaser F. W. u. a., в печати; см. Schwarzkopf P., Glaser F. W. Z. Metallkunde, 1953, Bd 44, S. 353—358.
10. Эпельбаум В. А. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, с. 64—65.

2,8236  
1,1764

### В—Dy. Бор—диспрозий

Известны четыре бориды Dy:  $\text{DyB}_2$  [1],  $\text{DyB}_4$  [1—3],  $\text{DyB}_6$  [2—3] и  $\text{DyB}_{12}$  [4, 5]. Их можно приготовить взаимодействием полуторной окиси Dy или с  $\text{B}_4\text{C}$ . Бориды Dy должны иметь очень узкие области гомогенности, судя по неизменности периодов решеток этих фаз при изменении состава [3].

$\text{DyB}_2$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 3,83 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,45 \text{ \AA}$  [1].  $\text{DyB}_4$  имеет тетрагональную решетку типа  $\text{ThB}_4$ ;  $a = 7,101 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,017 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [3] и  $a = 7,24$ ,  $c = 4,10 \text{ \AA}$  [2].  $\text{DyB}_6$  имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой  $\text{CaB}_6$ ;  $a = 4,0976 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [3] или  $a = 4,13 \text{ \AA}$  [2].

$\text{DyB}_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{UB}_{12}$ ;  $a = 7,501 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [4, 5].

1. Anon., FS—LA—I, 1958; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965, с. 119.
2. Нешпор В. С., Самсонов Г. В. ДАН УССР, 1957, т. 118, с. 478—479; ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1328—1332.
3. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 89, p. 5030—5032.

142

4. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.
5. Binder I. a. o. В кн. «Boron—Synthesis, Structure and Properties», eds. Kohn J. A. a. o. Plenum Press Inc., N. Y., 1960, p. 86—93.

2,8110  
1,1890

### В—Er. Бор—эрбий \*

Кроме ранее установленного борида  $\text{ErB}_6$ , в настоящее время известны  $\text{ErB}_4$  [1—3] и  $\text{ErB}_{12}$  [4, 5].  $\text{ErB}_4$  имеет тетрагональную решетку типа  $\text{UB}_4$ ;  $a = 7,07 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,9972 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [2]. Период кубической решетки  $\text{ErB}_4$  4,101  $\text{ \AA}$  [6].  $\text{ErB}_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{UB}_{12}$  с периодом  $7,484 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [4, 5].

1. Самсонов Г. В. и др. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 542—544.
2. Eick H. A., Gilles W. R. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
3. Нешпор В. С., Самсонов Г. В. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1328—1332.
4. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.
5. Binder I. a. o. В книге «Boron—Synthesis, Structure and Properties», eds. J. A. Kohn, a. o. Plenum Press, Inc. N. Y., 1960, p. 86—93.
6. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.

2,8524  
1,1476

### В—Eu. Бор—европий

Установлено [1—4], что  $\text{EuB}_6$  имеет кубическую решетку с периодом 4,178 [1], 4,175 [2] и 4,171  $\pm 0,001 \text{ \AA}$  [3]. Предполагается [1], что  $\text{EuB}_6$  имеет «значительную» область гомогенности; периоды решетки 4,170 и 4,184  $\text{ \AA}$  относятся к  $\text{EuB}_6$ , имеющему соответственно недостаток и избыток В. В работе [1] не смогли синтезировать  $\text{EuB}_4$ , а в работе [5] —  $\text{EuB}_{12}$ .

1. Felton E. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 3479.
2. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
3. Самсонов Г. В. и др. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 119—120.
4. Самсонов Г. В. и др. ДАН СССР, 1958, т. 119, с. 506—507.
5. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.

1,2872  
0,7128

### В—Fe. Бор—железо \*

В работе [1] индукционной плавкой приготовили сплавы 1 и 6% (ат.) Fe. Сплав с 1% (ат.) Fe оказался однофазным, а сплав с 6% (ат.) Fe — двухфазным. Рентгеновское исследование позволило предположить, что твердый раствор на основе В не находится в равновесии с  $\text{FeB}$ .

Существование  $\text{Fe}_3\text{B}$  описано в работе [2];  $\text{Fe}_3\text{B}$  имеет ромбическую решетку, однотипную с решеткой цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$ ;  $a = 4,454 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,433 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,656 \text{ \AA}$ .  $\text{Fe}_3\text{B}$  — ферромагнетик, температура точки Кюри равна 624°С [2].

В работе [3] подтверждено, что  $\text{FeB}$  обладает полиморфизмом.

Вновь установлено [4], что В в  $\alpha$ -Fe растворяется по принципу замещения; период решетки  $\alpha$ -Fe при этом уменьшается. В работе [5], однако, на основе измерений внутреннего трения предполагают, что с  $\alpha$ -Fe бор образует твердые растворы внедрения.

1. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
2. Fruchart R., Michel A. Bull. Soc. Chim. France, 1959, v. 422—423.
3. Fruchart R. Compt. Rend., 1958, v. 247, p. 1464—1466; поправка на p. 2367.
4. Шевелев А. К. ДАН СССР, 1958, т. 123, с. 453—456.
5. Thomas W. R., Leak G. M. Nature, 1955, v. 176, p. 29—31.

143



1,1909  
0,8091

### В—Ga. Бор—галлий

В работе [1] после многочисленных и разнообразных попыток приготовить сплавы пришли к выводу, что В с Ga не сплавляются; при определенных условиях температура плавления Ga снижалась до величины между 0 и  $-5^{\circ}\text{C}$ , но это понижение отнесено за счет переохлаждения, а не образования эвтектики, поскольку «сплав» при повторном нагреве плавился при температуре плавления Ga. Попытки получить сплавы, богатые В, методом вакуумной индукционной плавки оказались безуспешными, поскольку наблюдалось улетучивание В [2].

Соединение  $\text{GaB}_{12}$  получено при спекании компонентов в вакууме при температурах  $1200\text{--}1300^{\circ}\text{C}$  [3];  $\text{GaB}_{12}$  имеет тетрагональную решетку, в элементарной ячейке которой содержится 10 формульных единиц;  $a = 12,93 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,84 \text{ \AA}$ .

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, с. 458—463.
2. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
3. Chritien A., Laviant P. Comp. Rend., 1961, v. 252, p. 134—135.

2,8386  
1,1614

### В—Gd. Бор—гадолиний \*

Кроме ранее обнаруженного гексаборида  $\text{GdB}_6$ , идентифицирован тетраборид  $\text{GdB}_4$  и проведен анализ его структуры [1—5]. Также сообщается [1] о существовании третьего соединения с неустановленным стехиометрическим составом; этот борид имеет тетрагональную решетку;  $a = 3,79 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,63 \text{ \AA}$ . Постоянство периодов решетки  $\text{GdB}_6$  указывает на то, что этот борид имеет очень узкую область гомогенности [3].  $\text{GdB}_6$  плавится при температуре  $>2100^{\circ}\text{C}$  [6].

$\text{GdB}_4$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{ThB}_4$ ;  $a = 7,12 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,05 \text{ \AA}$  [1];  $a = 7,14 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,88 \text{ \AA}$  [2];  $a = 7,144 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,0479 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [3];  $a = 7,12 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,05 \text{ \AA}$  [4];  $a = 7,093 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,038 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [5]. В литературе также приводятся различные значения периода решетки  $\text{GdB}_6$ :  $4,110$  [1],  $4,15$  [2],  $4,1078 \pm 0,0005$  [3],  $4,121$  [4] или  $4,105 \text{ \AA}$  [7].

1. Post B. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802; «Plansee Proceedings, 1955», Pergamon Press, N. Y., 1956, p. 173—185.
2. Нешпор В. С., Самсонов Г. В. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1328—1332.
3. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
4. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
5. Степанова А. А., Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 94—95.
6. Binder I., Steinmetz R. Planseeber. Pulvermet., 1959, Bd 7, S. 18—21.
7. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.

1,1733  
0,8267

### В—Ge. Бор—германий

В работе [1] пытались приготовить сплавы В с Ge прямым синтезом элементов и химическим восстановлением  $\text{GeO}_2$  бором и  $\text{B}_4\text{C}$ ; авторы работы [1] пришли к выводу, что В с Ge не образует ни твердых растворов, ни химических соединений.

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, с. 458—463.

1,0308  
2,9692

### В—Н. Бор—водород

Соединения типа  $\text{B}_n\text{H}_{n+4}$  и  $\text{B}_n\text{H}_{n+6}$ , известные под названием «бораны», получают химическим путем [1].

1. Major C. J. Chem. Engr., Progr., 1958, v. 54 (3), p. 49—54.

2,7824  
1,2176

### В—Hf. Бор—гафний

Диаграмма состояния В—Hf (рис. 58) взята из работы [1]; в системе существуют только два соединения  $\text{HfB}$  и  $\text{HfB}_2$  [2]. Температуры плавления соединений и невариантные превращения не обсуждаются. Возможно, что  $\text{HfB}$  имеет область гомогенности, о чем свидетельствует изменение периода г. ц. к. решетки, однако (см. ниже)  $\text{HfB}_2$  не имеет заметной области гомогенности [2]. О растворимости В в  $\alpha$ -Hf свидетельствует увеличение периодов решетки от  $a = 3,194 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,052 \text{ \AA}$  до  $a = 3,204 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,090 \text{ \AA}$  [2].

$\text{HfB}$  высокой чистоты имеет ромбическую решетку типа  $\text{FeB}$  [1, 2];  $a = 6,50_2 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,21_2 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,82_9 \text{ \AA}$  [1]. Загрязнение  $\text{HfB}$  углеродом или кислородом приводит к появлению г. ц. к. решетки типа  $\text{NaCl}$  [1, 2]. Подтверждено, что  $\text{HfB}_2$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 3,142 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,477 \text{ \AA}$  [2] или  $a = 3,137 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,469 \text{ \AA}$  [3].

1. Rudy E., Dissertation, Technische Hochschule, Vienna, 1960; обобщено в работе Nowotny H. u. a. Radex—Rundschau, 1960, № 6, S. 367—372.
2. Rudy E., Venesowsky F. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 415—441.
3. Падерно Ю. Б. и др. Цветные металлы, 1959, № 11, с. 48—50.

2,7319  
1,2681

### В—Hg. Бор—ртуть

■ Hg не реагирует с В и не образует с ним сплавов [1].

1. Davy H., Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1809, A99, p. 75; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 718.

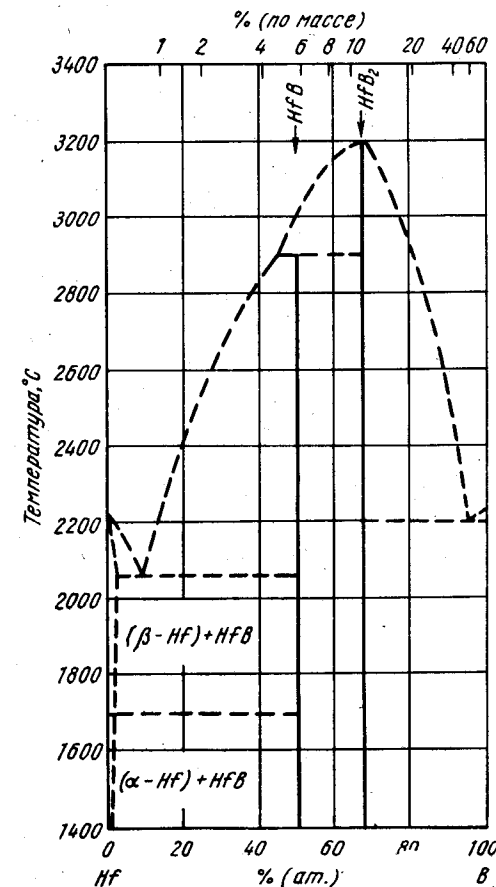


Рис. 58. В—Hf

2,8170  
1,1830

### В—Но. Бор—гольмий

Известны три бориды Но:  $\text{HoB}_4$ ,  $\text{HoB}_6$  и  $\text{HoB}_{12}$ ; их можно приготовить восстановлением  $\text{Ho}_2\text{O}_3$  бором,  $\text{B}_4\text{C}$  или смесью В и  $\text{B}_4\text{C}$ .

$\text{HoB}_4$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{ThB}_4$  [1—5];  $a = 7,17 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,11 \text{ \AA}$  [1];  $a = 7,086 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,0079 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [2];  $a = 7,07 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,01 \text{ \AA}$  [3] или  $a = 7,064 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,000 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [4].

$\text{HoB}_6$  имеет кубическую решетку типа  $\text{CeB}_6$  [1—3] с периодом  $4,13$  [1];  $4,096 \pm 0,0005$  [2] или  $4,098 \text{ \AA}$  [3].

$\text{HoB}_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{UB}_{12}$  с периодом  $7,492 \text{ \AA}$  [6].

1. Нешпор В. С., Самсонов Г. В. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1328—1332; ДАН УССР, 1957, № 5, с. 478—479.
2. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
3. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
4. Степанова А. А., Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 94—95; Жданов Г. С. и др. В сб. «Редкие металлы и сплавы» (Труды Первого всесоюзного совещания по сплавам редких металлов, Институт металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1957), Металлургиздат, 1960.
6. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117; Binder J. a. o. «Boron—Synthesis, Structure and Properties», eds. J. A. Kohn a. o. Plenum, Press Inc., N. Y., 1960, p. 113—117.

2,9743  
1,0357

### В—In. Бор—индий

Попытки приготовить сплавы в системе В—In синтезом из элементов или восстановлением химических соединений показали, что между В и In не образуются интерметаллические соединения или твердые растворы [1].

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, с. 458—463.

2,7484  
1,2516

### В—Iг. Бор—иридий

Согласно работе [1], фаза  $\text{IrB}_2$ , о которой сообщалось ранее, в действительности существует при составе, отвечающем формуле  $\text{IrB}_{\sim 11}$ , и имеет тетрагональную решетку типа  $\text{ThSi}_2$ ;  $a = 9,81 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,26 \text{ \AA}$ .

В работе [2] показано, что  $\text{IrB}_2$  имеет состав между  $\text{IrB}$  и  $\text{IrB}_2$  и гексагональную решетку, аналогичную решетке  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 2,81 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,27 \text{ \AA}$ .

Сообщается [1], что растворимость В в Ir в твердом состоянии незначительна. С помощью высокотемпературного микроскопа в работе [3] обнаружили эвтектику, богатую Ir, которая плавится при температуре  $1046^\circ \text{C}$ .

1. Aronsson B., Stenberg E., Aselius J. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 733—741; Nature, 1959, v. 183, p. 1318—1319.
2. Степанов Н. С. В кн. «Диффузионные покрытия железа и сталей», Изд-во АН СССР, 1958; см. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 421.
3. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—336.

2,8915  
1,1085

### В—La. Бор—лантан \*

В работе [1] построили диаграмму состояния В—La (рис. 59) по данным термического, микроскопического и рентгеновского анализов и измерения электропроводности сплавов, выплавленных в дуговой печи из шихтовых материалов

146

чистотой 99,7%. В системе В—La существуют только два соединения:  $\text{LaB}_4$  и  $\text{LaB}_6$ . Взаимная растворимость компонентов (в твердом состоянии. — прим. ред.) незначительна и их температуры плавления не изменяются при взаимном добавлении. В работах [2, 3] сообщается о третьем соединении  $\text{LaB}_x$  ( $x$  изменяется от 3 до 4), но в работе [1] пытались специально обнаружить это соединение и в равновесии нашли только La и  $\text{LaB}_4$ . Додекаборид La не существует [4].

$\text{LaB}_4$  имеет тетрагональную решетку [1, 5], изоморфную с решеткой  $\text{CeB}_4$  [1]. Указывается [5], что  $\text{LaB}_4$  имеет широкую область гомогенности, но, по данным работы [1], эта область незначительна. Периоды решетки  $\text{LaB}_4$  равны:  $a = 7,3249 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,1811 \pm 0,0006 \text{ \AA}$  [1],  $a = 7,30 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,17 \text{ \AA}$  [5].

Подтверждено, что  $\text{LaB}_6$  имеет кубическую решетку [1—3, 6, 7] с периодом  $4,153$  [2, 3],  $4,154$  [6],  $4,1561 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  [1]. Отмечается [1], что  $\text{LaB}_6$  имеет широкую область гомогенности в пределах 85,8—88% (ат.) В.  $\text{LaB}_6$  плавится при температуре  $2210^\circ \text{C}$ , но это, по всей вероятности, температура плавления В [8].

Соединение  $\text{LaB}_3$  или  $\text{LaB}_4$ , установленное в работах [2, 3], имеет тетрагональную решетку ( $a = 3,82 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,96 \text{ \AA}$ ) и узкую область гомогенности. В свете работы [1] существование этого соединения можно только предполагать.]

1. Johnson R. W., Dwane A. H. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 909—915.
2. Post V. a. o. Plansee Proceedings, 1955, Pergamon Press, N. Y., 1956, p. 173—185.
3. Post V. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802.
4. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 1103—1107.
5. Filton E. G. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 3479.
6. Самсонов Г. В., Гродштейн А. Е. ЖФХ, 1956, т. 30, с. 379—382.
7. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
8. Lafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.

0,1929  
1,8071

### В—Li. Бор—литий

В работе [1] прямым синтезом В и Li, взятых в отношении 1 : 6, получили черный порошок. Рентгеновское исследование показало, что порошок представляет собой смесь В и неидентифицированного борида. Поэтому невозможно сделать определенный вывод ни о составе, ни о структуре борида лития.

1. Марковский Л. Я., Кондрашев Ю. Д. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 34—41.

10\*

147

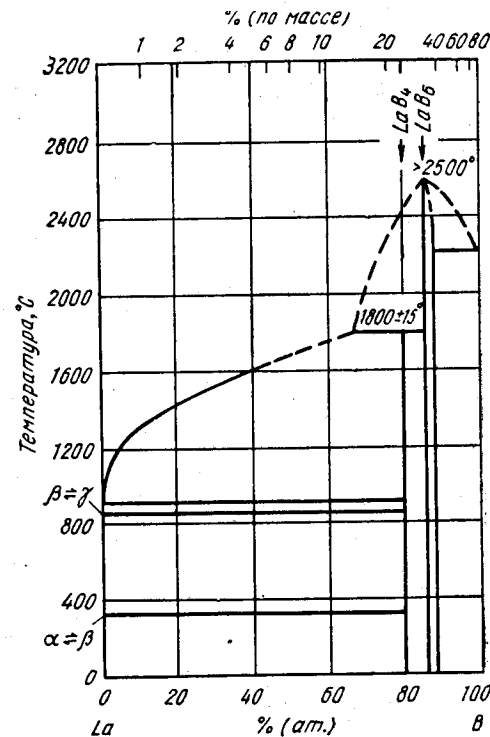


Рис. 59. В—La

## В—Lu. Бор—лютеций

Известны три бориды Lu:  $\text{LuB}_4$  [1, 3],  $\text{LuB}_6$  [1—3] и  $\text{LuB}_{12}$  [4, 5].  $\text{LuB}_4$  имеет тетрагональную структуру, однотипную со структурой  $\text{ThB}_4$ ;  $a = 6,977 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,938 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1, 2];  $a = 7,16 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,05 \text{ \AA}$  [3].  $\text{LuB}_6$  имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой  $\text{CaB}_6$ ;  $a = 4,12 \text{ \AA}$  [3].  $\text{LuB}_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{UB}_{12}$  с периодом  $7,464 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [4, 5].

1. Степанова А. А., Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 94—95.
2. Жданов Г. С. и др. В сб. «Редкие металлы и сплавы» (Труды Первого всесоюзного совещания по сплавам редких металлов, Институт металлургии им. Байкова АН СССР, 1957). Металлургиздат, 1960, с. 366—371.
3. Нешпор В. С., Самсонов Г. В. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1328—1332; ДАН УССР, 1957, т. с. 478—479.
4. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.
5. Binder J. a. o. В кн. «Boron—Synthesis, Structure and Properties», eds. Kohn J. A. a. o. Plenum Press Inc., N. Y., 1960, p. 86—93.

## В—Mg. Бор—магний

В равновесии с Mg находится соединение  $\text{MgB}_2$ , имеющее гексагональную решетку типа  $\text{AlB}_2$  [1—3]. Наиболее точные значения периодов решетки этого соединения приводятся ниже:  $a = 3,0834 \pm 0,0003 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,5213 \pm 0,0006 \text{ \AA}$  [2]. Твердо установлено, что соединения  $\text{Mg}_3\text{B}_2$ , о котором сообщалось ранее, не существует [4].

В работе [1] сообщается о существовании  $\text{MgB}_4$ , а также боридов с более высоким содержанием В. В работе [3] также приводятся доказательства существования боридов с более высоким содержанием В. В работе [5] показано существование  $\text{MgB}_8$ ,  $\text{MgB}_{12}$  и борида, промежуточного между  $\text{MgB}_8$  и  $\text{MgB}_{12}$ , который обозначили как «В»-фаза. Наблюдая за максимальной температурой, при которой различные соединения присутствовали в спеченных смесях, приблизительно установили температуры неинвариантных превращений (вероятно, перитектического типа):  $< 1050^\circ \text{C}$  для  $\text{MgB}_2$ ,  $1150^\circ \text{C}$  для  $\text{MgB}_8$ ,  $1200^\circ \text{C}$  для «В»-фазы,  $1700^\circ \text{C}$  для  $\text{MgB}_{12}$  [5]. В работе [6] получили  $\text{MgB}_4$  и  $\text{MgB}_8$  восстановлением  $\text{MgO}$  с помощью В или  $\text{B}_4\text{C}$ .

1. Russell V. a. o. J. Acta Cryst., 1953, v. 6, p. 870.
2. Jones M. E., Marsh R. E. J. Am. Chem. Soc., 1954, v. 76, p. 1434—1436.
3. Марковский Л. Я. и др. ДАН СССР, 1955, т. 100, с. 1095—1098.
4. Марковский Л. Я. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1710—1714.
5. Марковский Л. Я. и др. ЖОХ, 1955, т. 25, с. 433—444.
6. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 563—569.

## В—Mn. Бор—марганец \*

В работах [1, 2] подтверждено существование соединений  $\text{Mn}_4\text{B}$ ,  $\text{Mn}_2\text{B}$ ,  $\text{MnB}$  и  $\text{Mn}_3\text{B}_4$  в сплавах, содержащих 5—52,7% (ат.) В (ср. с данными М. Хансена и К. Андерко, т. I [2]). Подтверждена кристаллическая структура  $\text{Mn}_4\text{B}$  и  $\text{Mn}_2\text{B}$  [1, 2].  $\text{MnB}$  является ферромагнетиком, температура точки Кюри составляет  $289 \pm 4^\circ \text{C}$  [1, 2].

Ранее сообщалось, что  $\text{MnB}_2$  имеет решетку, однотипную с решеткой  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 3,007 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,037 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [3]. Эти данные подтверждены в работах [4, 5]:  $a = 3,009 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,039 \text{ \AA}$  [4] и  $a = 3,0081 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,0346 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [5].

В работе [5] говорится о существовании  $\text{MnB}_4$ , по всей вероятности, образующегося по эвтектической реакции  $4\text{MnB}_2 \rightarrow \text{Mn}_3\text{B}_4 + \text{MnB}_4$  или при «высоких температурах» по реакции  $\text{MnB}_2 \rightarrow \text{MnB}_3 + 2\text{B}$ .

Рентгенограмму  $\text{MnB}_4$  идентифицировать сравнением с рентгенограммами других тетраборидов не смогли.

1. Мирясов Н. З., Парсанов А. П. Вестник МГУ, Серия мат., мех., астр., физ и химии, 1959, т. 14, с. 43—50.
2. Мирясов Н. З., Парсанов А. П. Изв. АН СССР, Сер. физ., 1959, т. 23, с. 285—288.
3. Binder J., Post B. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 356.
4. Aronsson B. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 1414—1418.
5. Fruchart R., Michel A. Compt. Rend., v. 1960, p. 251, 2953—2954.

## В—Mo. Бор—молибден

В работе [1] приготовили борид  $\text{MoB}_4$ ; предполагается, что он является высшим боридом в системе В—Mo.  $\text{MoB}_4$  имеет тетрагональную решетку ( $a = 6,34 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,50 \text{ \AA}$ ), на элементарную ячейку приходится четыре формульные единицы.  $\text{MoB}_4$  при температуре  $1600^\circ \text{C}$  превращается в низший борид с потерей В.

При изучении ряда сплавов, богатых В, в работе [2] приготовили и исследовали два сплава из системы В—Mo. Сообщается, что сплав, содержащий 1% (ат.) Мо, имел однофазную структуру, тогда как сплав с 6% (ат.) Мо содержал первичные кристаллы твердого раствора на основе В и эвтектику. В работе [2] предполагается, что в состав этой эвтектики входит борид  $\text{Mo}_2\text{B}_3$ .

1. Chritien A., Helgorsky J. Compt. Rend., 1961, v. 252, p. 742—744.
2. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

## В—N. Бор—азот

В системе В—N наиболее твердо установлено соединение BN; BN существует в двух модификациях: гексагональной ( $a = 2,51 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,69 \text{ \AA}$  [1, 2];  $a = 2,504 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,661 \text{ \AA}$  [3] и  $a = 2,504 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,674 \text{ \AA}$  [4]) и г. ц. к. типа ZnS (цинковой обманки) с периодом  $3,615 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [5]. Сообщается [5, 6] о различных методах приготовления BN с г. ц. к. структурой. Установлено [7], что кубическая модификация BN начинает переходить в гексагональную при температуре  $1650^\circ \text{C}$ .

О существовании  $\text{B}_3\text{N}$  сообщается в работе [8], а об азиде В ( $\text{N}_3$ ) — в работе [9].

1. Hassel O. Norsk. Geol. Tidsskr., 1926, v. 9, p. 226—270; Chem. Abstr., 1927, v. 21, p. 1383.
2. Brager A. Acta Physicochim., USSR, 1937, v. 7, p. 699—706; Chem. Abstr., 1938, v. 32, p. 4405.
3. Pease R. S. Acta Cryst., 1952, v. 5, p. 356—361.
4. Herold A. a. o. Compf. Rend., 1958, v. 246, p. 1866—1868; Chem. Abstr., 1958, v. 52, p. 18048.
5. Wentorf R. H. J. Chem. Phys., 1957, v. 26, p. 956.
6. Vickery R. C. Nature, Suppl., 5, 1959, v. 184, p. 268.
7. Milledge H. J. Nature, Suppl. 10, 1959, v. 184, p. 715.

8. Kroll W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1958, Bd 102, S. 17; см. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 213.  
 9. Wiberg E., Michaud H. Z. Naturforsch., 1954, Bd 9b, S. 497—499; см. Ehl R. G. a. o. WADC Tech. Note, 59—115; 1959, p. 51.

Г, 6725  
 0,3275

### В—Na. Бор—натрий

В не растворяется в кипящем Na [1].

1. Moissan H. Compt. Rend., 1892, v. 114, p. 319; Хансен М. Структуры бинарных сплавов. Металлургиздат, 1941.

Г, 0662  
 0,9338

### В—Nb. Бор—ниобий \*

Диаграмма В—Nb (рис. 60) основана главным образом на данных работы [1]; кривая ликвидуса построена по наблюдениям за процессом плавки 16 сплавов. На основе изучения микроструктуры литых сплавов с 1 и 6% (ат.) Nb пришли к выводу, что эвтектика, богатая В, содержит ~1,42% (ат.) Nb [2].

Решен вопрос относительно  $Nb_2V$  или  $Nb_3V$  — ни одно из этих соединений не существует; соответствующая фаза имеет стехиометрический состав  $Nb_3V_2$  [3].  $Nb_3V_2$  имеет тетрагональную структуру, однотипную со структурой  $U_3Si_2$  [3];  $a = 6,185 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,280 \text{ \AA}$ .

Повторное определение размеров элементарной ячейки NbV (ромбическая решетка) дало следующие результаты:  $a = 3,297 \text{ \AA}$ ,  $b = 8,717 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,166 \text{ \AA}$  [1]. Подтверждена область гомогенности на основе  $NbV_2$ ; размеры элементарной ячейки  $NbV_2$  (гексагональная решетка) лежат в пределах:  $a = 3,095 \div 3,105 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,284 \div 3,259 \text{ \AA}$  [1]; другое единственное определение размеров элементарной ячейки в работе [4] дает следующие значения:  $a = 3,086 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,311 \text{ \AA}$ . Низкотемпературная структура в области существования  $NbV_2$  подтверждена в работе [5]; установлено, что структура характеризуется низкой симметрией и неустойчива. После отжига при  $t = 2000^\circ \text{C}$  в течение 12 ч она исчезает.

1. Nowotny H. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 417—423.  
 2. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.  
 3. Nowotny H., Wittmann A. Monatsh. Chem., 1958, Bd 89, S. 220.  
 4. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. ЖПХ, 1954, т. 27, с. 1115—1120.  
 5. Kudielka H. u. a. Monatsh. Chem., 1957, Bd 98, S. 1048—1055.

Г, 8750  
 1,1250

### В—Nd. Бор—неодим \*

Известны два бориды неодима:  $NdB_4$  [1] и  $NdB_5$  [1—5]. Додекаборид Nd отсутствует [6].  $NdB_5$  плавится при температуре  $2450^\circ \text{C}$  [3].

$NdB_4$  имеет тетрагональную решетку типа  $ThB_4$ ;  $a = 7,219 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,1020 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [1].  $NdB_5$  имеет кубическую решетку типа  $CaB_5$  с периодом  $4,1260 \pm 0,0005$  [1],  $4,116 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (при температуре  $20^\circ \text{C}$ ) [5].

1. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030.  
 2. Kiessling R. Acta Chem. Scand., 1950, v. 4, p. 209—227.  
 3. Самсонов Г. В. Успехи химии, 1959, т. 28, с. 189.  
 4. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.  
 5. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.  
 6. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.

150

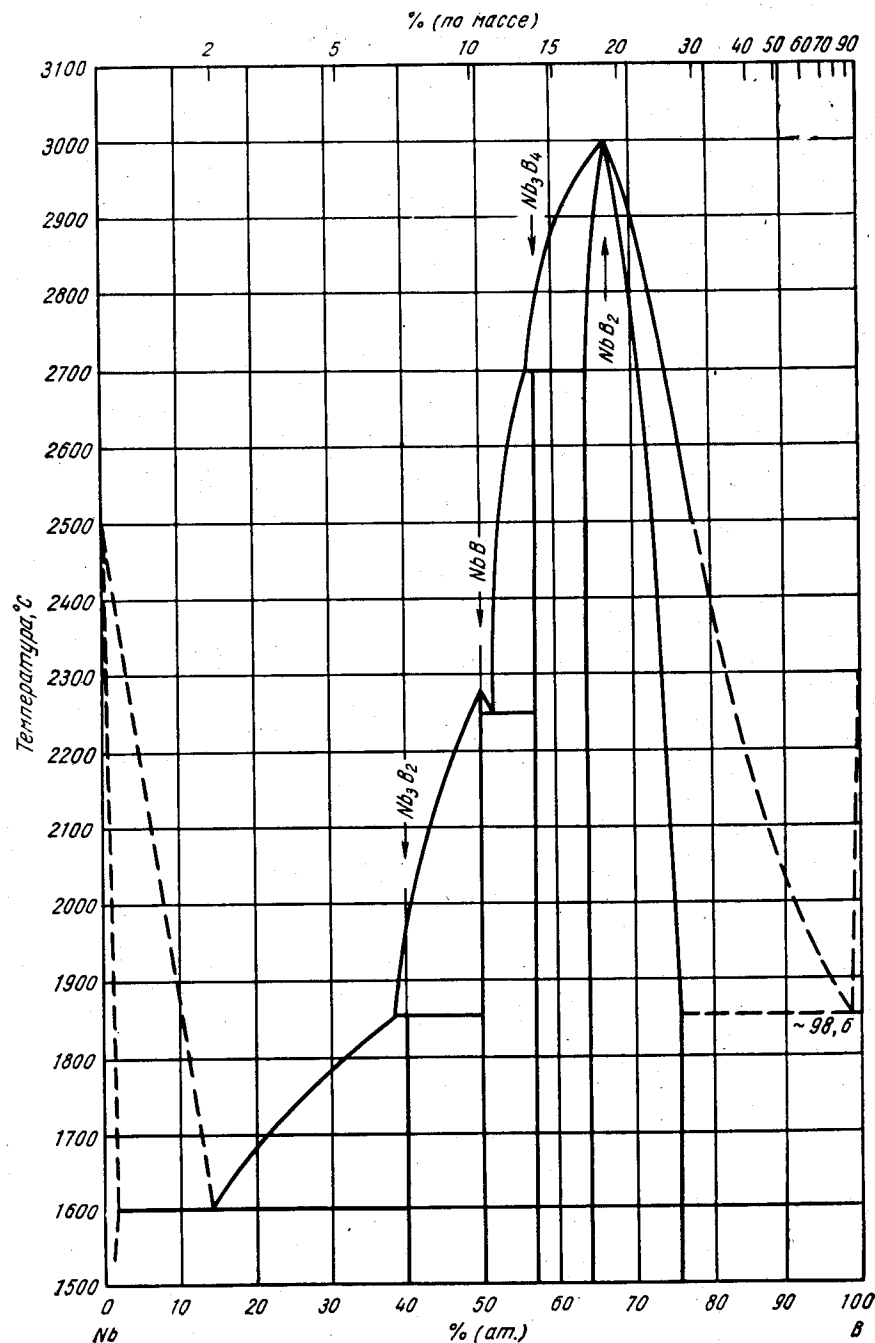


Рис. 60. В—Nb

**В—Ni. Бор—никель \***

Часть диаграммы состояния В—Ni (рис. 61) повторно построена в работе [1] по данным термического и микроскопического анализов сплавов, приготовленных из Ni и В чистой соответственно 99,99 и 98,9%; взаимную растворимость компонентов в твердом состоянии определяли микроскопическим методом и анализом кривых изменения концентрации при диффузии. Диаграмма состояния В—Ni, построенная в работе [1], отличается от диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 149), соединением Ni<sub>3</sub>B и значительно

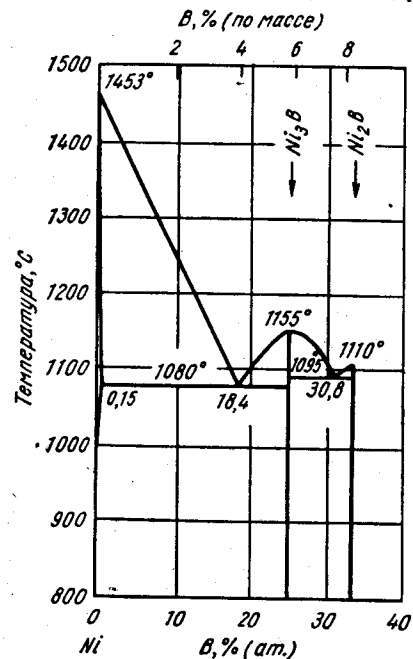


Рис. 61. В—Ni

более низкими температурами ликвидуса. Существование Ni<sub>3</sub>B установлено химическим анализом выделенных кристаллов [2] и в настоящее время не вызывает сомнений [1, 3—6]. В работе [7] исследовали сплавы, богатые Ni, и обнаружили эвтектику, плавящуюся при температуре 1082°С и содержащую 16,4% (ат.) В (экстраполированные значения); отмечается [7], что растворимость В в Ni при температуре этой эвтектики составляет 3,7% (ат.), что значительно отличается от величины 0,15% (ат.) В, по данным работы [1]. Вариант диаграммы состояния В—Ni, построенный в работе [1], предпочтительнее по сравнению с другими, поскольку в этой работе использовали тщательные и подтверждающие друг друга методы исследования; судя по всему, в работе [1] для приготовления сплавов использовали В более чистый, чем в работе [7].

Сплавы в интервале концентраций 25—50% (ат.) В подвергали рентгеновскому исследованию в виде спеченных образцов, приготовленных из Ni и В чистой соответственно 99,9 и 99,7% [8]. Подтверждено существование соединений Ni<sub>3</sub>B, Ni<sub>2</sub>B и NiB; величины периодов решеток этих соединений

отличаются от значений, приводимых в литературе; не более чем на ±0,005 А. Соединение Ni<sub>3</sub>B<sub>2</sub>, о котором сообщалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [3]), не существует, однако около соединения Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> [42,9% (ат.) В] имеются два соединения [8]. Хотя в работе [8] подтверждено существование соединения Ni<sub>3</sub>B<sub>2</sub> [40% (ат.) В], его можно легко спутать с Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> [42,9% (ат.) В]. Отсутствие соединения Ni<sub>3</sub>B<sub>2</sub> подтверждено в работе [9], в которой обнаружено, что сплав этого состава имеет двухфазную структуру. В работе [1] наблюдали фазу с исключительно высокой твердостью; предполагается, что это NiB<sub>2</sub>.

В работе [10] приготовили два сплава, богатые В; сплавы содержали соответственно 1 и 6% (ат.) Ni. Первый сплав оказался одно-, а второй — двухфазным.

Ni<sub>3</sub>B имеет ромбическую решетку, однотипную с решеткой цементита Fe<sub>3</sub>C;  $a = 4,392 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,223 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,615 \text{ \AA}$  [3, 4];  $a = 4,389 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,211 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,619 \text{ \AA} \pm 0,05\%$  [5, 6]. Ni<sub>3</sub>B является парамагнетиком [4].

Соединение Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub>, содержащее в избытке (против стехиометрического состава) Ni, имеет ромбическую решетку, а содержащее в избытке В — моноклинную решетку. Периоды ромбической решетки Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> равны:  $a = 11,953 \text{ \AA}$ ,

$b = 2,981 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,569 \text{ \AA}$ , а моноклинной —  $a = 11,973 \text{ \AA}$ ,  $b = 2,985 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,584 \text{ \AA}$  [8]. Для Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> с моноклинной решеткой зависимость периодов решетки от состава отсутствует:  $a = 6,430 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,882 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,818 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 103^\circ 18'$  [8].

1. Коломыйцев П. Т. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1960, вып. 3, с. 83—85.
2. Блок Н. И. и др. ДАН СССР, 1957, т. 113, с. 811—812.
3. Fruchart R., Michel A. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 171—172.
4. Fruchart R., Michel A. Bull. Soc. Chim. France, 1959, v. 25, p. 422—423.
5. Rundqvist S. Acta Chem. Scand., 1958, v. 12, p. 658—662.
6. Rundqvist S. Nature, 1958, v. 181, p. 259—260.
7. Hoppin G. S. (III), Welding J. (N. Y.), 1957, v. 36, p. 528S—530S.
8. Rundqvist S. Acta Chem. Scand. 1959, v. 13, p. 1193—1208.
9. Marion S. Bull. Soc. Chim. France, 1957, v. 23, p. 522, см. [7].
10. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

Т. 8301  
0, 1699

**В—О. Бор—кислород**

В химической литературе отмечается существование В<sub>2</sub>O [1], В<sub>2</sub>O, В<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ВО, В<sub>4</sub>O<sub>5</sub> и В<sub>2</sub>O<sub>5</sub> [2]. В работе [3] идентифицированы низшие окислы В: В<sub>2</sub>O, ВО и В<sub>2</sub>O<sub>5</sub>; ВО, по-видимому, представляет собой твердый раствор О в В. ВО идентифицировали также в работе [4]; предполагается [5], что ВО обладает полиморфизмом.

По данным [1], В<sub>2</sub>O имеет ромбоэдрическую решетку;  $a = 5,37 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,31 \text{ \AA}$  (индексы для гексагональной решетки); считается [6], однако, что В<sub>2</sub>O имеет ромбическую решетку.

По данным [7], В<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеет гексагональную решетку;  $a = 4,334 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,334 \text{ \AA}$ , что согласуется с результатами предыдущих исследований [8, 9].

1. La Placa S., Post V. Planseeber. Pulvermet., 1961, Bd 9, S. 109—112.
2. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов. Metallurgizdat, 1952, с. 203; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 688.
3. Ray R. C., Sinka P. C. J. Amer. Chem. Soc., 1941, v. 63, p. 742—744.
4. Zintl E. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1940, Bd 245, S. 8—11.
5. Warnik T., Apple E. F. J. Amer. Chem. Soc., 1955, v. 77, p. 6400—6401.
6. Pasternak R. A. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 612; см. [1].
7. Berger S. V. Acta Chem. Scand., 1953, v. 7, p. 611—612.
8. Hendricks S. B. J. Wash. Acad. Sci., 1944, v. 34, p. 241; см. [7].
9. Berger S. V. Acta Cryst., 1952, v. 5, p. 389; см. [7].

Т. 7550  
1, 2450

**В—Os. Бор—осмий \***

В работе [1] систему В—Os исследовали рентгеновским методом; изучали брикеты, спеченные в вакууме при 1200—1735°С. Обнаружены соединения Os<sub>2</sub>B<sub>2</sub>, Os<sub>2</sub>B<sub>5</sub> и соединение, более богатое В, по всей вероятности вблизи состава Os<sub>2</sub>B<sub>3</sub>. Сплав эквиатного состава, по данным работы [1], является смесью Os и Os<sub>2</sub>B<sub>2</sub>, а не соединением OsB, как сообщается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]).

Os<sub>2</sub>B<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку, изоморфную с решеткой AlB<sub>2</sub>;  $a = 2,8761 \pm 0,0001 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,8709 \pm 0,0001 \text{ \AA}$  [1]. Os<sub>2</sub>B<sub>5</sub> имеет гексагональную решетку типа W<sub>2</sub>B<sub>5</sub>;  $a = 2,91 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,91 \text{ \AA}$ ; на элементарную ячейку приходится две формульные единицы [1].

Отмечается [2], что сплав, содержащий 21,3% (ат.) В, плавится при температуре >1500°С.

1. Kempter C. P., Fries R. J. J. Chem. Phys., 1961, v. 34, p. 1994—1995.
2. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—336.

1,5432  
0,4568

### В—Р. Бор—фосфор

Соединение ВР было приготовлено синтезом из элементов [1—3] и различными химическими методами [3—5]. Результаты работ [1—5] согласуются в том, что ВР имеет г. ц. к. решетку типа цинковой обманки (ZnS) с периодом, изменяющимся от 4,537 [3] до 4,543 А [5]; меньшее значение более вероятно [1—3]. По данным работы [2], период решетки ВР равен  $4,538 \pm 0,002$  А.

Соединение ВР устойчиво при нагреве на воздухе по крайней мере до температуры  $1250^\circ\text{C}$  [1]. При нагреве выше  $1100^\circ\text{C}$  в вакууме ВР теряет Р; при этом образуется борид с более высоким содержанием В [3, 6], стехиометрический состав которого идентифицирован рентгеновским анализом монокристалла как  $\text{V}_{13}\text{P}_2$  [6].  $\text{V}_{13}\text{P}_2$  имеет ромбоэдрическую решетку типа  $\text{V}_4\text{C}$ ;  $a = 5,984$  А,  $c = 11,850$  А (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки). Данные работы [7] согласуются с этим определением кристаллической структуры  $\text{V}_{13}\text{P}_2$ .

В более ранней работе [8] говорится о существовании соединения  $\text{V}_5\text{P}_3$ .

1. Perri J. A. a. o. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 310.
2. Rundqvist S. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 539—540.
3. Williams F. V., Ruchwein R. A. J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 1330—1332.
4. Vickery R. C. Nature, 1959, v. 84, p. 268.
5. Greiner E. S. В кн. «Boron—Synthesis Structure and Properties, eds. J. A. Kohl a. o. Plenum Press. Inc., N. Y., 1960, p. 105—109.
6. Matkovich V. J. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 93.
7. La Placa S., Post B. Planseeber. Pulvermet., 1961, Bd 9, S. 109—112.
8. Moissan H. Compt. Rend. 1891, v. 113, p. 726, 728, 787, 1892; v. 114, p. 619; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I, «Физматгиз», 1959, с. 741.

2,7178  
1,2822

### В—Рb. Бор—свинец \*

В работе [1] пытались приготовить сплавы химическим восстановлением окиси Рb бором; авторы пришли к выводу, что эти элементы не образуют между собой ни соединений, ни твердых растворов. Эти выводы согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. систему В—Вi, т. I [1]).

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, с. 458—463.

1,0061  
0,9939

### В—Pd. Бор—палладий \*

В работе [1] построили диаграмму состояния В—Pd (рис. 62) по результатам микроскопического и дифференциально-термического анализов пяти сплавов, выплавленных в тиглях из чистого кварца. Обнаружена эвтектика, содержащая 27% (ат.) [~3,5% (по массе)] В и плавящаяся при  $845^\circ\text{C}$ . В работе [1] взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии и соединения  $\text{Pd}_3\text{B}_2$  приняты в соответствии с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, соответственно [1] и [2]). В работе [1] с помощью металлографического исследования

доказывается образование  $\text{Pd}_3\text{B}_2$  по перитектической реакции при температуре  $\sim 1020^\circ\text{C}$ . В работе [2] температура эвтектики считается равной  $743^\circ\text{C}$ .

Указывается [3], что в результате отжига сплавов в ампулах из  $\text{SiO}_2$  соединение  $\text{Pd}_3\text{B}_2$  может в действительности оказаться  $\text{Pd}_2\text{Si}$  (В может восстанавливать  $\text{SiO}_2$ ). Из этих данных следует, что диаграмма состояния В—Pd, построенная в работе [1], вызывает сомнения, поскольку в этом исследовании сплавы плавляли в тиглях из  $\text{SiO}_2$ .

В работе [4] сплавы спекали в ампулах из MgO при температурах  $800—1100^\circ\text{C}$  (!) и идентифицировали соединения  $\text{Pd}_2\text{B}$ ,  $\text{Pd}_3\text{B}$  и третий борид с более высоким содержанием В, но не  $\text{Pd}_3\text{B}_2$ , как сообщается М. Хансенom и К. Андерко (см. т. I [1]). Структуру  $\text{Pd}_3\text{B}$  и  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  определили методом рентгеновского анализа монокристаллов.  $\text{Pd}_3\text{B}$  имеет ромбическую решетку, относящуюся к пространственной группе  $Pnma$ . Структура  $\text{Pd}_3\text{B}$  аналогична структуре  $\text{Fe}_3\text{C}$ ;  $a = 5,463$  А,  $b = 7,567$  А,  $c = 4,852$  А.  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  имеет моноклинную решетку, пространственная группа  $C2/c$ . По-видимому, решетка  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  изоморфна с решеткой  $\text{Mn}_5\text{C}$ ,  $a = 12,786$  А,  $b = 4,995$  А,  $c = 5,472$  А,  $\beta = 97^\circ 2'$ . Ни  $\text{Pd}_3\text{B}$ , ни  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  не имеют заметных областей гомогенности.

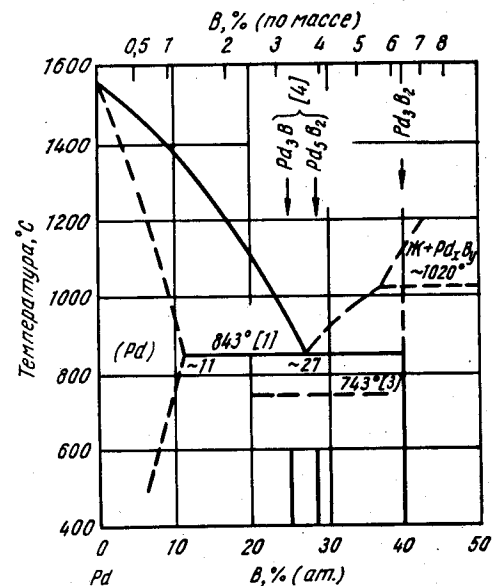


Рис. 62. В—Pd

1. Lehner W. M. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 168—169.
2. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—336.
3. Aronsson B. Nature, 1959, v. 183, p. 1138—1319.
4. Stenberg E. Acta Chem. Scand., 1961, v. 15, p. 861—870.

2,8853  
1,1147

### В—Pr. Бор—празеодим \*

Известны три борида Pr:  $\text{PrB}_x$  (возможно,  $\text{PrB}_3$ ) [1],  $\text{PrB}_4$  [1—3] и  $\text{PrB}_6$  [1—4]. Додекаборид отсутствует [5].

Установлено, что  $\text{PrB}_x$  имеет кубическую решетку с периодом 3,81 А, хотя предполагается, что  $\text{PrB}_x$ , возможно, имеет тетрагональную решетку, как и другие аналогичные соединения, и что эта структура может быть стабилизирована углеродом [1].  $\text{PrB}_4$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{ThB}_4$ ;  $a = 7,20$  А,  $c = 4,11$  А [1].  $\text{PrB}_6$  имеет кубическую решетку типа  $\text{CdB}_6$  с периодом 4,129 [1], 4,132 [3] или  $4,123 \pm 0,002$  (при  $20^\circ\text{C}$ ) [4].

1. Post B. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802; Plansee Proceedings, 1955, Pergamon Press, N. Y., 1956, p. 173—185.
2. Самсонов Г. В. и др. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 542—544.
3. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
4. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.
5. La Placa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.

Работа [1] внесла ясность в фазовые равновесия в системе В—Pt благодаря исследованию равновесной аллотропии В. Диаграмма состояния В—Pt (рис. 63) построена по данным работы [1]; температуры ликвидуса сплавов, богатых В, определены с помощью механического испытания (термические методы нечувствительны). При концентрации 50% (ат.) В первичные кристаллы представляют собой обычный «черный» В, хотя эвтектика содержит кристаллы «красного» В; «красный» В — просто ромбоэдрическая модификация В, которая до сих пор считалась неравновесной. Метод определения температуры ликвидуса, использованный в работе [1], нельзя применять для определения температуры ликвидуса сплавов, богатых Pt; в этой части диаграммы состояния (см. рис. 63) кривая ликвидуса проведена схематически.

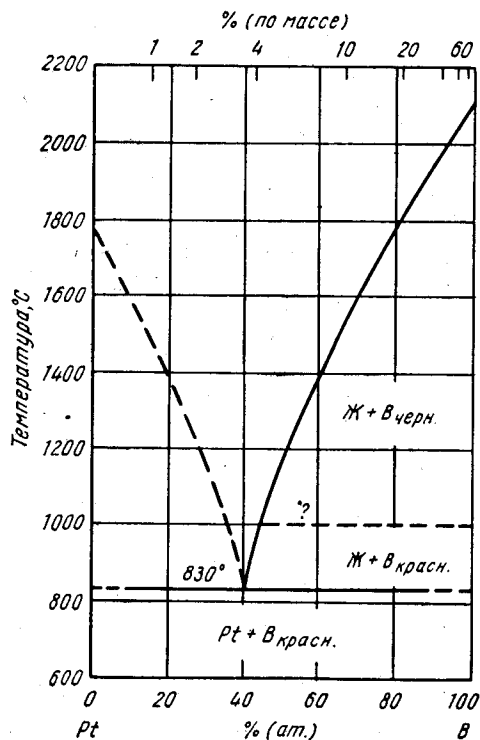


Рис. 63. В—Pt

за рентгенограмму PtB были ошибочно приняты рентгенограммы «красного» В или смесей «красного» и «черного» В.

1. Норг Ф. Н. В кн. «Boron—Synthesis, Structure and Properties». eds. J. A. Kohn, а. о. Plenum Press, Inc., N. Y., 1960, p. 110—115.
2. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—326.
3. Aronsson B. а. о. J. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 733—744; Nature, 1959, v. 183, p. 1318—1319.
4. Качалкин Г. С. Металловедение и обработка металлов, 1958, вып. 12, с. 58; см. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 421—422.

Проведено рентгеновское исследование порошковых образцов, спеченных при температурах 800 и 1200° С [1]. Идентифицированы четыре бориды Pu: PuB, PuB<sub>2</sub>, PuB<sub>4</sub> и PuB<sub>6</sub>; наблюдались дополнительные дифракционные линии, что свидетельствует о существовании других соединений.

PuB образуется при температуре 1200° С в интервале концентраций 40—70% (ат.) В. PuB имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 4,92 А [1].

PuB<sub>2</sub> образуется при температуре 800° С, но не при 1200° С. PuB<sub>4</sub> имеет гексагональную решетку типа AlB<sub>2</sub>;  $a = 3,18$  А,  $c = 3,90$  [1].

PuB<sub>4</sub> образуется при температуре 1200° С и концентрациях В > 70% (ат.). PuB<sub>4</sub> имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой ThB<sub>4</sub>;  $a = 7,10$  А,  $c = 4,019$  А [1].

PuB<sub>6</sub>, также образующийся при температуре 1200° С и концентрации В > 70% (ат.), имеет кубическую решетку, однотипную с решеткой CaB<sub>6</sub>. Период решетки изменяется от  $4,115 \pm 0,001$  до  $4,140 \pm 0,001$  А, что позволяет предполагать о существовании области твердых растворов на основе PuB<sub>6</sub> с избытком В [1].

1. McDonald B. J., Stuart W. J. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 447—448.

В работах [1, 2] идентифицированы промежуточные фазы в системе В—Re и изучена их кристаллическая структура. Соединение Re<sub>3</sub>В имеет ромбическую решетку;  $a = 2,890$  А,  $b = 9,313$  А,  $c = 7,258$  А [2]. Симметрия этой структуры относится к пространственной группе  $Cmcm-D_{2h}^{17}$ . Фазу Re<sub>3</sub>В также обнаружили методом рентгеновского анализа порошков [3]. Фаза Re<sub>3</sub>В<sub>3</sub> имеет гексагональную решетку [1], однотипную с решеткой Th<sub>7</sub>Fe<sub>3</sub>;  $a = 7,50$  (4) А,  $c = 4,72$  (2) А. Фаза ReB<sub>3</sub> имеет гексагональную решетку;  $a = 2,900$  А,  $c = 7,475$  А [2]. ReB<sub>3</sub> структурно родственна Mo<sub>3</sub>B<sub>3</sub> и ее наиболее вероятная симметрия относится к пространственной группе  $P6_3/mmc-D_{6h}^4$ . Растворимость Re в В в твердом состоянии < 1% (ат.) [4].

1. Aronsson B. а. о. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 733—741.
2. Aronsson B., а. о. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 1001—1005.
3. Нешпор В. С. и др. ДАН СССР, 1958, т. 118, с. 515—516.
4. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

Проведено [1] исследование промежуточных фаз в системе В—Rh; сообщается о следующих соединениях: Rh<sub>7</sub>B<sub>3</sub> (гексагональная решетка типа Th<sub>7</sub>Fe<sub>3</sub>;  $a = 7,47$  А,  $c = 4,77$  А) и RhB<sub>~1,1</sub> (гексагональная решетка типа NiAs;  $a = 3,30$  А,  $c = 4,22$  А). Предполагается [1], что формула RhB<sub>~1,1</sub> останется действительной до тех пор, пока вся система В—Rh не будет исследована более полно, поскольку идеальной формулой этой фазы может быть RhB или RhB<sub>2</sub>.

С помощью высокотемпературного микроскопического анализа [2] обнаружена эвтектика в богатой Rh части системы В—Rh, эвтектическая температура равна 1131° С.

1. Aronsson B. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 733—741; Nature, 1959, v. 183, p. 1318—1319.
2. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—326.

1,0289  
0,9731

### В—Ru. Бор—рутений \*

Относительно боридов в системе В—Ru нет единого мнения. В работе [1] на основе рентгеновского исследования литых сплавов, выплавленных в дуговой печи, сообщается о существовании  $Ru_7B_3$ ,  $Ru_{11}B_8$ ,  $RuB$ ,  $\sim Ru_2B_3$  и  $\sim RuB_3$ . По данным рентгеновского анализа [2] сплавов, спеченных в вакууме при температурах 1200—1735°С, сообщается о  $Ru_7B_3$ ,  $RuB_2$ ,  $Ru_2B_5$  и  $\sim RuB_3$ ; в этой работе не смогли получить  $RuB$ . Явно необходимо более подробное исследование системы В—Ru с целью идентификации всех соединений. В работе [3] с помощью высокотемпературного микроскопического анализа установлено существование эвтектики в богатой Ru части системы В—Ru, эвтектическая температура равна 1370°С.

Соединение  $Ru_7B_3$ , обозначенное ранее как  $Ru_2B$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1, 2]), имеет гексагональную решетку типа  $Th_7Fe_3$ ;  $a = 7,46$  А,  $c = 4,71_4$  А.

Рентгеновским анализом монокристаллов установлено, что соединение  $Ru_{11}B_8$  имеет ромбическую структуру, относящуюся к пространственной группе  $Pbam$ ;  $a = 11,60_9$  А,  $b = 11,34_2$  А,  $c = 2,83_8$  [1]. Структура  $Ru_{11}B_8$  во многом сходна с ромбической структурой  $Ni_4B_3$ ; в элементарной ячейке содержатся две формульные единицы. Небольшие изменения периода решетки (на 0,2%), по всей вероятности, свидетельствуют о существовании области твердых растворов на основе  $Ru_{11}B_8$ .  $RuB_2$  имеет гексагональную решетку;  $a = 2,8517 \pm 0,0001$  А,  $c = 2,8548 \pm 0,0001$  А; на элементарную ячейку приходится одна формульная единица [2].

$Ru_2B_5$  имеет гексагональную решетку типа  $W_2B_5$ ;  $a = 2,89$  А,  $c = 12,81$  А; на элементарную ячейку приходится две формульные единицы [2].

1. Aselius J. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 2169—2176.
2. Kempter C. P., Fries R. J. J. Chem. Phys., 1961, v. 34, p. 1994—1995.
3. Reinacher G. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 321—326.
4. Aronsson B. a. o. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 733—741; Nature, 1959, v. 183, p. 1318—1319; Aronsson B. Acta Chem. Scand., 1959, v. 13, p. 109—114.

1,5281  
0,4719

### В—S. Бор—сера

Наиболее богатыми В соединениями в системе В—S являются  $B_2S_3$  и  $B_2S_5$ , которые плавятся соответственно при температурах 310 и 390°С [1, 2].

1. Moissan H. Compt. Rend., 1892, v. 115, p. 203, 271.
2. Sabatier P. Compt. Rend., 1891, v. 112, p. 862.

1,3801  
0,6199

### В—Sc. Бор—скандий

Известны два бориды Sc:  $ScB_2$  [1, 2] и  $ScB_6$  [2, 3].  $ScB_2$ , плавящийся при температуре 2250°С [2], имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$ ;  $a = 3,146 \pm 0,002$  А,  $c = 3,517 \pm 0,002$  А [1].  $ScB_6$  имеет кубическую решетку типа  $CaB_6$ ; значения периода решетки, полученные в разных работах, не согласуются между собой: 4,364 [2] или 4,435 А [3].

1. Журавлев Н. Н., Степанова А. А. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 83—85.
2. Самсонов Г. В. ДАН СССР, 1960, т. 133, с. 1344—1346.
3. Самсонов Г. В. Успехи химии, 1959, т. 28, с. 189.

158

1,1388  
0,8632

### В—Se. Бор—селен

Селениды В можно получить при взаимодействии В с парами  $H_2Se$  или Se [1, 2]. Существует по крайней мере два селенида, но установлен стехиометрический состав только одного из них —  $B_2Se_3$  [1].

$SeB_2$ , имеющий по данным работы [3] структуру типа  $AlB_2$ , по-видимому, не существует, поскольку здесь типографская опечатка — должно быть  $SiB_2$ .

1. Sabatier P., Compt. Rend., 1891, v. 112, p. 100; см. Самсонов Г. В. и др. В кн. «Бор, его соединения и сплавы». Изд-во АН УССР, 1960, с. 234.
2. Hoffmann J. Chemiker Ztg., 1911, Bd 78, S. 713; см. там же.
3. Жданов Г. С. и др. Редкие металлы и сплавы (Труды Первого всесоюзного совещания по сплавам редких металлов. Институт металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1957). Металлургиздат, 1960, с. 336—371.

1,5857  
0,4148

### В—Si. Бор—кремний \*

Ориентировочная диаграмма состояния В—Si (рис. 64) построена по данным работ [1—3]. Известны два соединения:  $SiB_4$  и  $SiB_6$ , хотя в работе [4] сообщается о возможности существования и других соединений. Предполагается, что  $SiB_4$  имеет «довольно широкую» область гомогенности [1].

В работе [1] определили температуры ликвидуса сплавов, содержащих 0—22,4% (ат.) [0—10% (по массе)] В, и наблюдали минимум, отвечающий эвтектической точке. Эвтектика содержит 7,4% (ат.) [3% (по массе)] В и плавится при 1403°С (значения температур ликвидуса на рис. 64 были исправлены в соответствии с температурой плавления Si, равной 1412°С); кривая ликвидуса в интервале концентраций 16—100% (ат.) В проведена схематично. В работе [2] исследовали растворимость В в Si в твердом состоянии с помощью рентгеновского метода (определяя периоды кристаллической решетки): растворимость В составляет 2,9; 1,45 и 1,25% (ат.) при соответственно 1300, 1200 и 1100°С. В при растворении в Si образует твердые растворы замещения, при этом уменьшается период решетки [2, 5, 6]. Указывается [2], что эвтектика плавится при температуре 1370°С и содержит  $\sim 18\%$  (ат.) В, хотя значения растворимости, приводимые в работе [2], не согласуются с данными изменения периода решетки. Систему В—Si исследовали в работе [3]; автор указывает, что  $SiB_4$  образуется

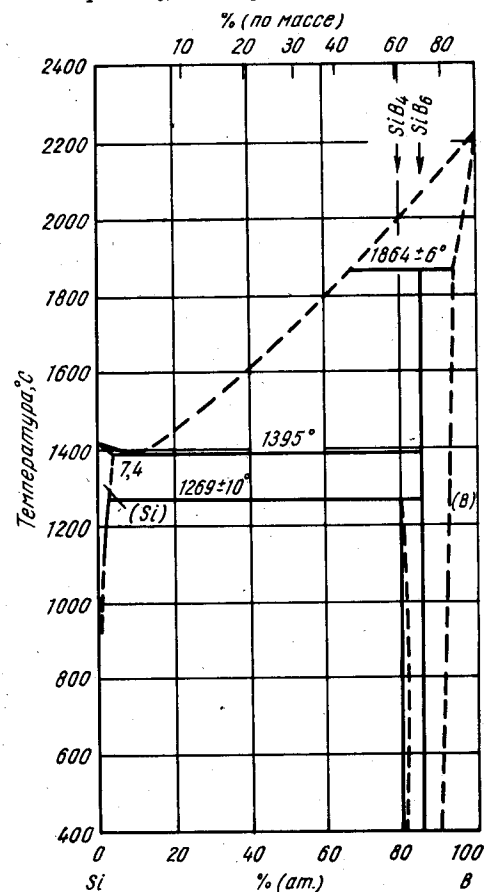


Рис. 64. В—Si

159



по перитектоидной реакции при  $1269 \pm 10^\circ \text{C}$ , а  $\text{SiB}_6$  — по перитектической реакции при  $1864 \pm 6^\circ \text{C}$ . Отмечается [7], что  $\text{SiB}_4$  распадается при нагреве до температур  $1375\text{—}1390^\circ \text{C}$ ; предполагается, что распад идет по реакции, обратной перитектической, хотя в работе [1] дается перитектоидная горизонталь, указанная на рис. 64. В работах [1, 8, 9] установлено, что  $\text{SiB}_4$  можно получить при спекании в интервале температур  $1200\text{—}1370^\circ \text{C}$ , хотя указывается [1], что это соединение неустойчиво и является только переходным при образовании стабильного соединения  $\text{SiB}_6$  в этом температурном интервале. По данным работы [3], значение температуры перитектоидной горизонтали ориентировочно принято равным  $1269^\circ \text{C}$ . Сообщается [10], что  $\text{SiB}_6$  образуется по перитектической реакции при температуре  $\sim 1950^\circ \text{C}$ , что примерно согласуется с данными работы [3].

Растворимость Si в B, по данным рентгеновского исследования, составляет при  $1750^\circ \text{C} \sim 8,7\%$  (ат.); при понижении температуры растворимость увеличивается [3]. На основании микроскопического исследования структуры литых сплавов сообщается [11], что растворимость Si в B составляет  $\sim 1\%$  (ат.).

Богатое Si соединение имеет формулу  $\text{SiB}_3$  [3, 12] или  $\text{SiB}_4$  [1, 4, 7—9]. Идентификация  $\text{SiB}_3$  [12] подвергнута критике в работе [13]; рентгенограмма с порошка « $\text{SiB}_3$ », приведенная в работе [3], идентична рентгенограмме  $\text{SiB}_4$ , полученной в работах [4, 9]. Стехиометрический состав  $\text{SiB}_4$  был установлен методом химического анализа в работах [1, 7, 9]. О соединении  $\text{SiB}_6$  сообщается в работах [3, 10]; это же соединение принимается авторами работ [4, 7—9].

$\text{SiB}_4$  имеет ромбоэдрическую решетку [1, 4, 7, 8] типа  $\text{B}_4\text{C}$  [14];  $a = 6,139 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,713 \pm 0,010 \text{ \AA}$  [1];  $a = 6,330 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,736 \text{ \AA}$  [4];  $a = 6,32 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,75 \text{ \AA}$  [7]. Рентгеновские данные работ [3, 8, 9] приблизительно взаимно согласуются.

$\text{SiB}_6$  имеет ромбическую решетку [10, 15];  $a = 14,39 \text{ \AA}$ ,  $b = 18,27 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,88 \text{ \AA}$  [10];  $a = 14,392 \text{ \AA}$ ,  $b = 18,267 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,885 \text{ \AA}$  [15]. Эти данные свидетельствуют о том, что идентификация  $\text{SiB}_6$  в кубической структуре [16] ошибочна.

1. Brosset C., Magnusson B. Nature, 1960, v. 187, p. 54—55.
2. Слепцов В. М., Самсонов Г. В. ДАН УССР, 1959, № 7, с. 982—984.
3. Knapp W. A. Dissertation, University of Kansas, 1959, p. 131.
4. Matkovich V. J. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 679—680.
5. Эпельбаум В. А. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1881—1884.
6. Horn F. H. Phys. Rev., 1955, v. 97, p. 1521—1525.
7. Rizzo H. F., Bidwell L. D. J. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 43, p. 550—551.
8. Cline C. F., Sands D. E. Nature, 1960, v. 185, p. 456.
9. Colton E. J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 1002.
10. Cline C. F. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 106, p. 322—325; Nature, 1958, v. 181, p. 276—277.
11. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1959, v. 52, p. 971—989.
12. Самсонов Г. В., Латышев В. П. ДАН СССР, 1955, т. 105, с. 499.
13. Гуревич М. А. и др. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 206—208.
14. LaPlaca S., Post B. Planseeber. Pulvermet., 1961, Bd 9, S. 109—112.
15. Adamsky R. F. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 744—755.
16. Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1956, т. 1, с. 666—668.

2,8571  
1,1429

### B—Sm. Бор—самарий

Известны только два бориды Sm:  $\text{SmB}_2$  и  $\text{SmB}_6$ .  $\text{SmB}_2$  имеет тетрагональную решетку [1, 2];  $a = 7,174 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,0696 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [2].  $\text{SmB}_6$  имеет кубическую решетку типа  $\text{CaB}_6$  [1—4] с периодом  $4,129$  [1],  $4,1333 \pm 0,0005$  [2],  $4,131$  [3] или  $4,128 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [4]. В работе [2] указывается, что области твердых растворов на основе обоих соединений невелики, если судить по постоянству их периодов решетки при изменении состава. Температура плавления  $\text{SmB}_6$  составляет  $2540$  [4] или  $2400 \pm 100^\circ \text{C}$  [5].

160

1. Post B. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802.
2. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
3. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
4. Самсонов Г. В. и др. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 538—541.
5. Binder I. J. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 43, p. 287—292.

2,9598  
1,0402

### B—Sn. Бор—олово \*

В работе [1] пытались приготовить сплавы в системе B—Sn химическим взаимодействием окиси Sn с B или  $\text{B}_4\text{C}$ ; авторы работы [1] пришли к выводу, что в этой системе не образуется ни твердых растворов, ни химических соединений. Данный вывод подтверждается также исследованием системы B—Bi (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

Попытки приготовить сплав с 1% (ат.) Sn вакуумной индукционной плавкой [2] оказались безуспешными из-за улетучивания Sn.

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. 1, 458—463.
2. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

1,0916  
0,9084

### B—Sr. Бор—стронций \*

Богатым Sr и, по всей вероятности, единственным соединением в системе B—Sr является  $\text{SrB}_6$  [1]; температура плавления этого соединения равна  $2235^\circ \text{C}$  [2]. При исследовании термического расширения [3] период кубической решетки этого соединения оказался равным  $4,187 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (при  $20^\circ \text{C}$ ).

1. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 568—573; Самсонов Г. В. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 2243—2248.
2. Lafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.
3. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.

2,7768  
1,2232

### B—Ta. Бор—тантал \*

Известны две работы по изучению фазовых равновесий в B—Ta: в интервале концентраций 0—100% (ат.) B [1] и 0—50% (ат.) B [2]. Методами исследования в работе [1] служили термический и рентгеновский анализы сплавов, спеченных и выплавленных в дуговой печи из Ta и B; в работе [2] диаграмму состояния строили по результатам рентгеновского анализа сплавов, спеченных из Ta и TaB.

Диаграмма состояния B—Ta (рис. 65) построена главным образом по данным работы [1]. Подтверждено соединение  $\text{Ta}_2\text{B}$ , но не обнаружено  $\text{Ta}_3\text{B}$ ; отмечается существование соединения  $\text{Ta}_3\text{B}_2$ . Полученные данные свидетельствуют о том, что  $\text{Ta}_2\text{B}$  распадается по эвтектоидной реакции при низких температурах. Растворимость B в Ta в твердом состоянии не определена; значение температуры плавления  $\text{TaB}_2$  ( $3100^\circ \text{C}$ ) приблизительно согласуется с температурой  $3200^\circ \text{C}$ , приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [7]). Литые сплавы [1 и 6% (ат.) Ta] имели соответственно до- и заэвтектическую структуры; отсюда получили, что эвтектика содержит  $\sim 1,95\%$  (ат.) Ta [3].

На частичной диаграмме состояния B—Ta (рис. 66) показаны превращения в твердом состоянии по данным работы [2]. Результаты работ [1, 2] согласуются в том, что богатыми Ta соединениями являются «TaB» и « $\text{Ta}_3\text{B}_2$ »; однако тщательное рентгеновское и аналитическое исследования [2] показывают, что эти соединения имеют соответственно химические составы  $\text{Ta}_{2,4 \pm 0,2}\text{B}$  и  $\text{Ta}_{1,60 \pm 0,05}\text{B}$ . Авторы работы [2] согласны с данными работы [1], что соединение  $\text{Ta}_2\text{B}$  распа-

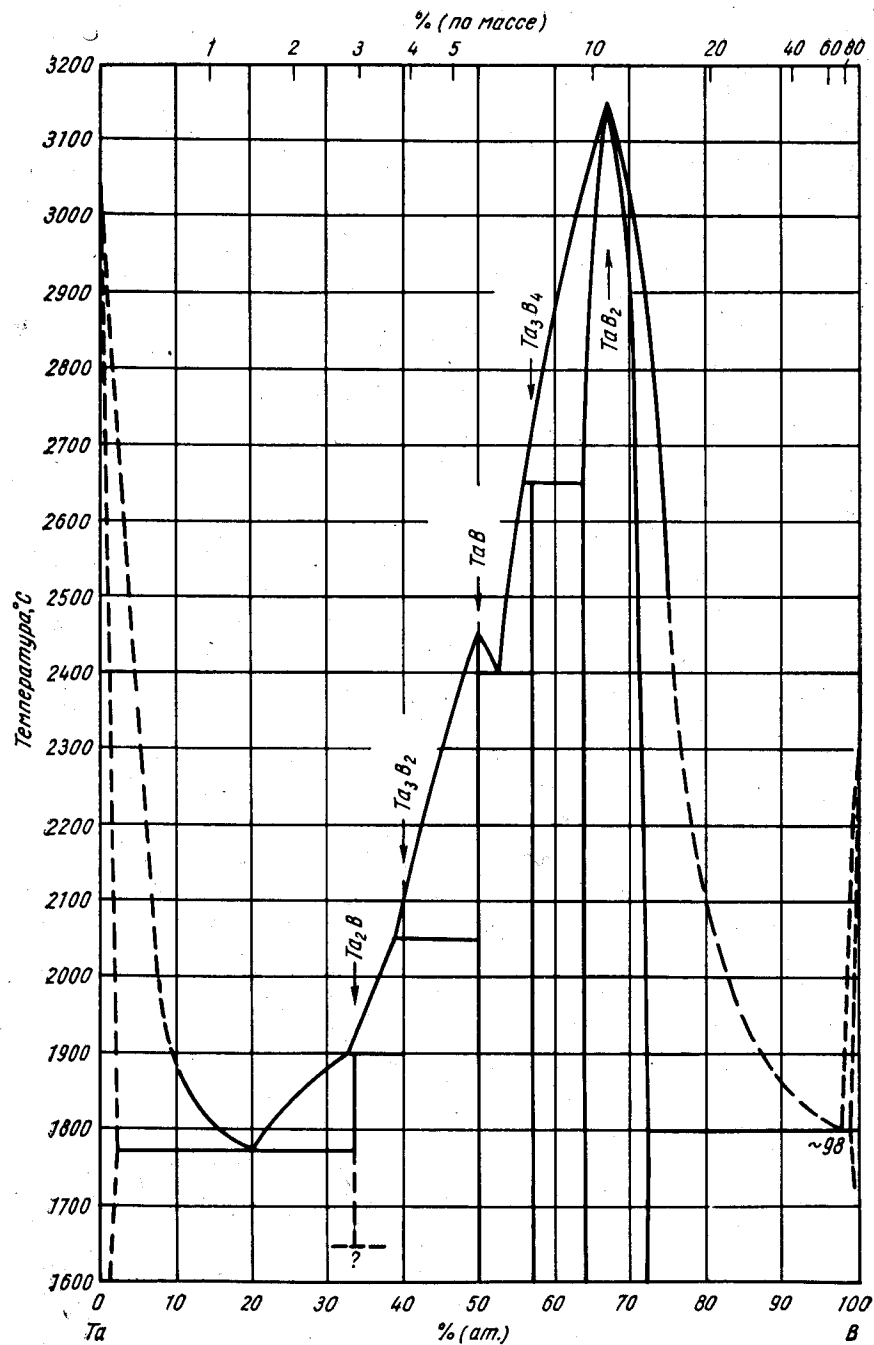


Рис. 65. В—Та

дается по эвтектидной реакции, но указывают, что  $Ta_3V_2$  образуется по перитектидной реакции, а не кристаллизуется непосредственно из расплава. Отмечается [2], что превращения в системе В—Та протекают крайне медленно; получение сплавов спеканием при экзотермическом образовании соединений. Методика, использованная в работе [2], позволяет избежать нежелательных явлений при экзотермических реакциях в процессе спекания.

Температуры превращений в твердом состоянии [2] не согласуются с диаграммой состояния, построенной в работе [1]. Предполагается [2], что возмож-

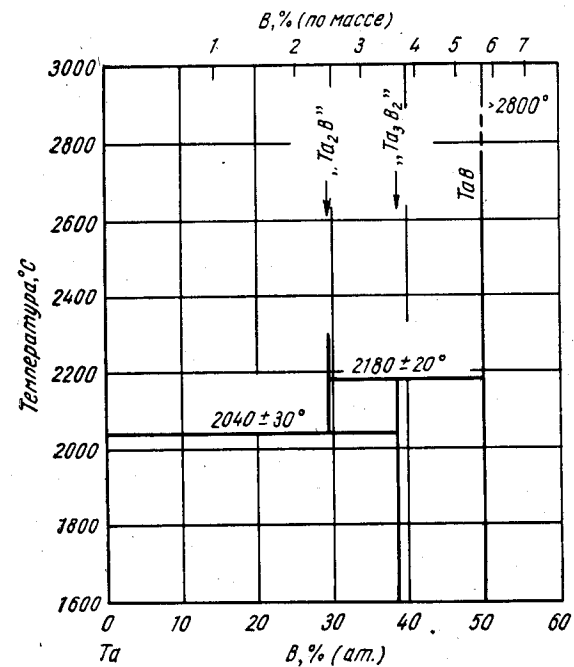


Рис. 66. В—Та

ная причина того, что в работе [1] приведены более низкие температуры превращений — загрязнение сплавов  $ThO_2$  из материала тигля. Температура плавления  $TaV$  выше  $2800^\circ C$  [2]. Для устранения названных противоречий необходимо дополнительное исследование.

По данным работы [2], « $Ta_2V$ » имеет тетрагональную решетку типа  $CuAl_2$ ;  $a = 5,7795 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,8645 \pm 0,0003 \text{ \AA}$ .

$Ta_3V_2$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $U_3Si_2$  [4, 5]; впоследствии эта структура подтверждена в работе [2];  $a = 6,148 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,287 \text{ \AA}$  [4];  $a = 6,1747 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,28404 \pm 0,00002 \text{ \AA}$  [2]. Отмечается, что элементарная ячейка имеет следующие размеры:  $a = 3,088 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,245 \text{ \AA}$  [6].

1. Nowotny H. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 417—423.
2. Leitnaker J. M. a. o. J. Electrochem. Soc., 1961, v. 108, p. 568—572.
3. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.

4. Nowotny H., Wittmann A. Monatsh. Chem., 1958, Bd 89, S. 220—224.
5. Eick H. A. а. о. Неопубликованная работа, см. [3].
6. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. ЖПХ, 1954, т. 27, с. 1115—1120.

2,8323  
1,1677

### В—Тb. Бор—тербий

Известны два бориды Тb:  $TbB_4$  [1—3] и  $TbB_6$  [1—5]. Додекаборида у Тb нет [6].

$TbB_4$  имеет тетрагональную решетку типа  $ThB_4$ ; наиболее точные значения периодов решетки  $TbB_4$  равны;  $a = 7,118 \pm 0,001$  А,  $c = 4,0286 \pm 0,0005$  А [5].  $TbB_6$  имеет кубическую решетку типа  $CaB_6$  с периодом  $4,1020 \pm 0,0003$  [1] или  $4,094 \pm 0,0002$  А (при температуре  $20^\circ$  С) [5].

1. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
2. Самсонов Г. В. и др. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 542—544.
3. Падерно Ю. Б. и др. ДАН СССР, 1959, т. 125, с. 317—318.
4. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
5. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.

2,6685  
1,3316

### В—Th. Бор—торий \*

Из работ [1, 2] по тройным системам следует, что в системе В—Th существуют только две промежуточные фазы  $ThB_4$  и  $ThB_6$ . Температура плавления  $ThB_4$  выше  $2200^\circ$  С [3]. Температура плавления  $ThB_6$  равна  $2195^\circ$  С [4]. Отмечается [3], что оба бориды при нагреве до очень высоких температур теряют В; это затрудняет определение их температур плавления и тщательный критический анализ экспериментальных данных. Исследование [2] показывает, что  $ThB_6$  после нагрева до температуры  $1600^\circ$  С не диссоциирует. Имеется несколько работ, в которых определили периоды решетки  $ThB_4$  и  $ThB_6$ ; для  $ThB_4$   $a = 7,257 \pm 0,002$  А,  $c = 4,097 \pm 0,002$  А (плавленый материал) [3]; период решетки  $ThB_6$  равен  $4,111 \pm 0,002$  [3],  $4,110$  [5] или  $4,101$  А [6].

1. Toth L. E. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 945—948.
2. Pitman D. T., Dus D. K. J. Electrochem. Soc., 1960, v. 107, p. 763—761.
3. Matterson K. J., Jones H. Trans. Brit. Ceram. Soc., 1961, v. 60, p. 475—493.
4. Lafferty J. M. J. Appl. Phys., 1951, v. 22, p. 299—309.
5. Post V. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802.
6. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.

1,3539  
0,6461

### В—Ti. Бор—титан \*

В работе [1] повторно определили температуру плавления  $TiB_2$ , оказавшуюся равной  $2850 \pm 50^\circ$  С, что приемлемо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 150). В работе [2] исследовали сплавы дуговой плавки, содержащие 1 и 6% (ат.) Ti; первый сплав оказался однофазным, а второй содержал игольчатые выделения  $TiB_2$ . Тот факт, что в работе [2] не наблюдали соединения  $TiB_5$ , кристаллизующегося из расплава, позволяет предполагать, что это соединение образуется по перитектической или перитектоидной реакции.

В обзоре литературы [3] по системе В—Ti указывается, что рентгенограммы  $Ti_2B$  с тетрагональной решеткой (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [10]) идентичны рентгенограммам TiB с ромбической решеткой (см. там же [14]); это позволяет предполагать, что соединение  $Ti_2B$  не существует.

164

1. Искольдский И. И., Богородская Л. П. ЖПХ, 1957, т. 30, с. 177—185.
2. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
3. Aronsson B. Arkiv Kemi, 1960, Bd 16, S. 379—423.

2,7238  
1,2762

### В—Ti. Бор—галлий \*

В работе [1] пытались приготовить сплавы в системе В—Ti синтезом из элементов и различными процессами химического восстановления; авторы пришли к выводу, что В и Ti не образуют между собой ни твердых растворов, ни химических соединений. Полученные данные подтверждают результаты ранних работ (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, система В—Bi, [1]).

1. Самсонов Г. В. и др. Ж. структурн. химии, 1960, т. I, с. 458—463.

2,8063  
1,1937

### В—Tm. Бор—тулий

Были приготовлены три бориды Tm при взаимодействии  $Tm_2O_3$  с В и С при повышенных температурах:  $TmB_{12}$  [1],  $TmB_6$  [2, 3] и  $TmB_4$  [3].  $TmB_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $UB_{12}$  с периодом  $7,476$  А [1].  $TmB_6$  имеет кубическую решетку типа  $CaB_6$  с периодом  $4,110$  А [3].  $TmB_4$  имеет тетрагональную решетку типа  $UB_4$ ;  $a = 7,05$  А,  $c = 3,99$  А [3]. В работе [3] не смогли приготовить чистое соединение  $TmB_6$ .

1. LaPlasa S. a. o. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117; Binder J. a. o. В кн. «Boron—Synthesis, Structure and Properties», eds. J. A. Kohn, W. Nye, G. Gaule. Plenum Press, Inc., N. Y., 1960, p. 86—93.
2. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
3. Падерно Ю. Б., Самсонов Г. В. Ж. структурн. химии, 1961, т. 2, с. 213—214.

2,6575  
1,3425

### В—U. Бор—уран \*

Диаграмма состояния В—U (рис. 67) построена по данным микроскопического, рентгеновского и дилатометрического анализов сплавов, выплавленных в дуговой печи на основе В чистотой 99,5% [1]. Температуры ликвидуса определяли с помощью оптического пирометра в дуговой печи, усредняя данные шести измерений, что, очевидно, не является идеальным методом. Эвтектическая температура определена равной  $1107,5 \pm 2,5^\circ$  С с помощью микроскопического анализа (по появлению первых признаков оплавления после отжига); по данным микроскопического наблюдения за появлением эвтектических составляющих, эвтектика содержит ~2% (ат.) В.

В системе В—U существуют три соединения:  $UB_2$ ,  $UB_4$  и  $UB_{12}$ , которые плавятся без разложения соответственно при температурах 2385, 2495 и  $2235^\circ$  С. Сообщается [2], что  $UB_{12}$ , очевидно, распадается при температуре  $1400^\circ$  С.  $UB_2$  имеет узкую область гомогенности, причем некоторые узлы для атомов U являются вакантными.  $UB_2$  имеет гексагональную решетку;  $a = 3,1293 \pm 0,0003$  А,  $c = 3,9893 \pm 0,0005$  А (при содержании в избытке В) и  $a = 3,1314 \pm 0,0003$  А,  $c = 3,9857 \pm 0,0005$  А (при содержании в избытке U) [1]. Подтверждено, что  $UB_{12}$  имеет г. ц. к. решетку с периодом  $7,4773 \pm 0,0005$  А [1]. Периоды решеток соединений повторно определены в ряде работ:  $UB_2$  [3—5],  $UB_4$  [3, 4] и  $UB_{12}$  [3]; данные этих работ хорошо согласуются с результатами более ранних исследований.

При добавках В температура превращения  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  в U понижается на 6 град (до 661° С). (На диаграмме состояния В—U, построенной в работе [1], температура этого превращения ошибочно принята равной 561° С вместо 661° С). Температура превращения  $\beta \rightleftharpoons \gamma$  не зависит от содержания В [1]. Период решетки  $\alpha$ -U не изменялся, что указывает на незначительную растворимость В в  $\alpha$ -U в твердом состоянии.

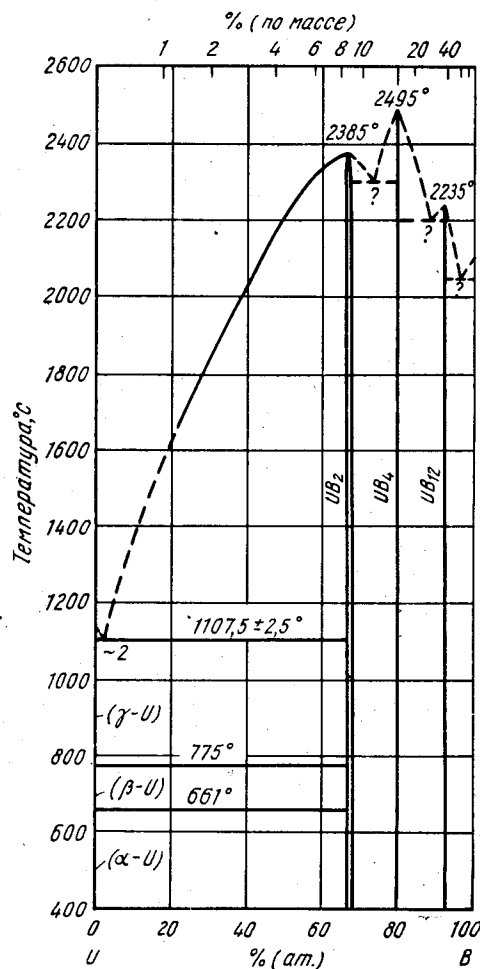


Рис. 67. В—U

плавления сплавов могло быть ошибочным из-за присутствия в них легкоплавкой окиси В.

$V_3B_2$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $U_3Si_2$ ;  $a = 5,746 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,032 \text{ \AA}$  [1, 2]. Периоды ромбической решетки VB (типа CrB), определенные в работе [1], лучше согласуются с данными, приведенными М. Хансенем и К. Андерко по работе [7]; чем с данными, сообщаемыми ими же по работе [1]. Периоды решетки  $V_3B_2$  равны:  $a = 3,07 \text{ \AA}$ ,  $b = 8,05 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,97 \text{ \AA}$  [1].

Повторное определение периодов гексагональной решетки  $VB_2$  типа  $AlB_2$  дало следующие результаты:  $a = 3,001 \text{ \AA}$ ;  $c = 3,061 \text{ \AA}$  [1] и  $a = 3,006 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,056 \text{ \AA}$  [3].

1. Howlett B. W. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 91—92.
2. Eding H. J., Carr E. M. U. S. At. Energy Comm. ANL—6339, 1961, p. 20.
3. Toth L. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 794—809.
4. Matterson K. J., Jones H. Trans. Brit. Ceram. Soc., 1961, v. 60, p. 475—493.
5. Lunsford J. L. Crystal Front, 1961, v. 2, p. 13—14.

1,3271  
0,8729

### В—V. Бор—ванадий \*

В работе [1] построили «ориентировочную» диаграмму состояния В—V (рис. 68); основой для построения диаграммы состояния послужили данные о температурах плавления, а также микроскопического и рентгеновского анализ сплавов в спеченном и литом состояниях. В системе В—V существуют четыре соединения:  $V_3B_2$ , VB,  $V_3B_4$  и  $VB_2$ ; о существовании всех соединений, кроме  $V_3B_2$ , было известно ранее, за исключением  $V_3B_4$ , все соединения плавятся конгруэнтно. Отмечается [1], что определение температур

1. Nowotny H. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 258—261.
2. Nowotny H., Wittmann A., Monatsh. Chem., 1958, Bd 89, S. 220—224.
3. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. ЖПХ, 1954, т. 27, с. 1115; см. Aronsson B. Arkiv Kemi, 1960, Bd. 16, S. 379—423.

2,7898  
1,2304

### В—W. Бор—вольфрам \*

В работе [1] систему В—W исследовали в интервале концентраций 0—81% (ат.) В рентгеновским анализом горячепрессованных образцов; авторы пришли к выводу, что в системе В—W существуют три промежуточные фазы:  $W_2B$  с узкой областью гомогенности; WB, область гомогенности простирается от 44,4 до 50—55% (ат.) В, и  $W_2B_5$  с областью гомогенности в интервале концентраций 68—75% (ат.) В. Растворимость В в W в твердом состоянии  $< 0,9\%$  (ат.) [1],  $W_2B_5$  — фаза с самым высоким содержанием В [1]; однако в работе [2] сообщается что существует соединение  $WB_4$ , которое выше 1600° С распадается на В и  $W_2B_5$ . В работе [3] методом индукционной плавки приготовили сплавы с 1 и 6% (ат.) W и обнаружили, что оба сплава имели двухфазную структуру.

Тетраборид  $WB_4$  имеет тетрагональную решетку,  $a = 6,34 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,50 \text{ \AA}$ ; на элементарную ячейку приходится четыре формульные единицы [2]. В работе [4] подтверждено, что  $W_2B_5$  имеет гексагональную структуру; периоды решетки  $W_2B_5$  незначительно отличаются от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [4]):  $a = 3,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,83 \text{ \AA}$  [4].

1. Самсонов Г. В. ДАН СССР, 1957, т. 113, т. 1299—1301.
2. Chretien A., Helgorsky J. Compt. Rend., 1961, v. 252, p. 742—744.
3. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
4. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. ЖПХ, 1954, т. 27, с. 1115—1120.

1,0852  
0,9148

### В—Y. Бор—иттрий

Сообщается, что в системе В—Y существуют пять соединений:  $YB_2$  [1],  $YB_4$  [1, 2],  $YB_6$  [1—9],  $YB_{12}$  [1, 10—12] и  $YB_{70}$  [1, 12]. Все эти соединения имеются на диаграмме состояния, построенной в работе [1] (рис. 69).

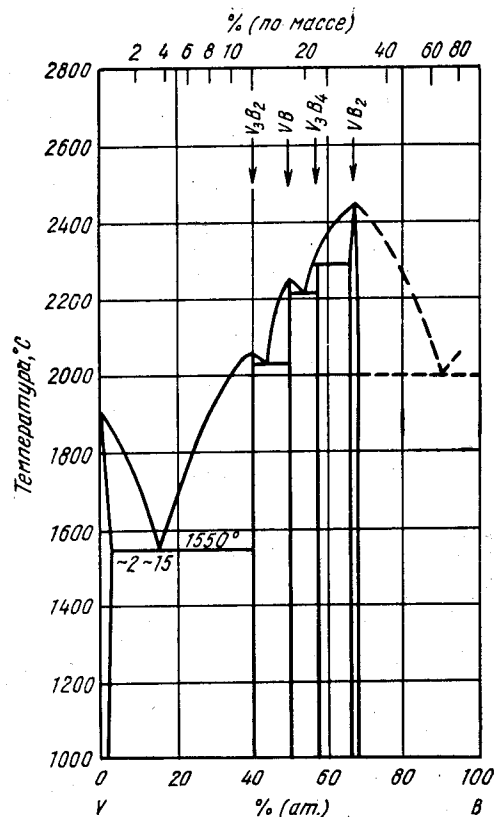


Рис. 68. В—W

Диаграмма состояния В—У (рис. 69) взята из работ одного автора [1, 13]. В работе [12] микроскопическим методом в сплаве, содержащем 1% (ат.) У, обнаружили соединение  $YB_{7,0}$ , о котором сообщалось в работе [1]. Указывается [1], что  $YB_{7,0}$  может быть высокотемпературной модификацией В, стабилизированной У. По данным работы [5], температура плавления  $YB_8$  равна  $\sim 2300^\circ\text{C}$ , что противоречит рис. 69; однако если сплав, исследованный в работе [5], содер-

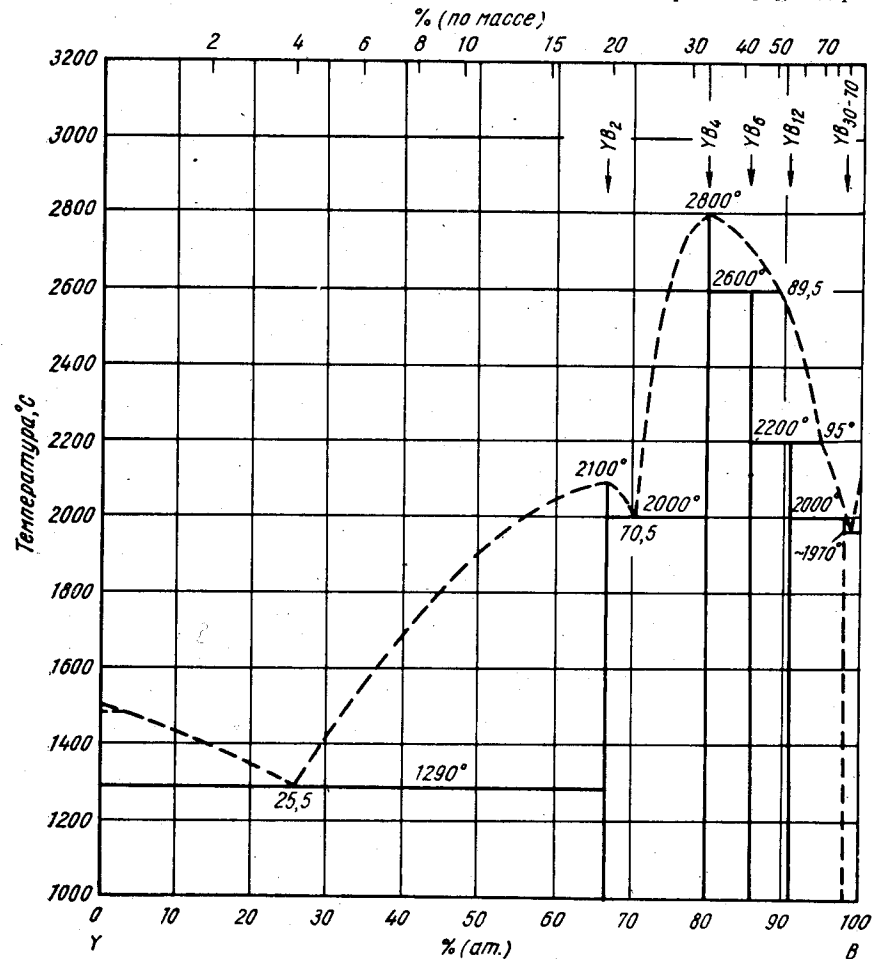


Рис. 69. В—У

жал несколько больше В, то вполне возможно, что температура его плавления много ниже. Растворимость В в У в твердом состоянии составляет менее 0,8% (ат.) [0,1% (по массе) 13].

$YB_2$  имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$ ;  $a = 3,298 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,843 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [1];  $YB_4$  — тетрагональную решетку типа  $ThB_4$ ;  $a = 7,111 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,017 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1];  $YB_8$  — кубическую решетку типа  $CaB_8$  с периодом 4,113<sub>2</sub> [4], 4,128 [5] или 4,126 А [6]. При температуре  $20^\circ\text{C}$   $a = 4,093 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [9].  $YB_{12}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $UB_{12}$  с перио-

дом  $7,500 \pm 0,001$  [10, 11] или  $7,500 \pm 0,007 \text{ \AA}$  [1]. В работе [1] установлено, что  $YB_{7,0}$  имеет ориентировочно тетрагональную решетку ( $a = 11,75 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,62 \pm 0,05 \text{ \AA}$ ), тогда как в работе [12] указывается кубическая решетка, в элементарной ячейке которой содержится  $\sim 1700$  атомов.

Сообщается [2] о существовании двух других соединений, которые нельзя объяснить с помощью диаграммы состояния, приведенной на рис. 69; соединение с гексагональной решеткой и периодами  $a = 3,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,40 \text{ \AA}$  отвечает, по данным работ [1, 14], формуле  $YB_2$ , хотя его элементарная ячейка, как указано в работе [1], не подходит под формулу  $YB_x$  ( $x = 3 \div 4$ ) с тетрагональной решеткой и периодами  $a = 3,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,55 \text{ \AA}$ ; аналогично другим таким же соединениям, которые образуются между В и La, Pr, Sm, Gd и Yb.

1. Лундин К., Клодт Д. Неопубликованные данные, см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Спеддинга, А. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 277.
2. Binder J. Powder Met. Bull., 1956, v. 7, p. 74—75.
3. Allard G. A. Bull. Soc. Chim. France, 1932, v. 51, p. 213—215.
4. Plum P., Bertaut F. Acta Cryst., 1954, v. 7, p. 81—86; Bertaut F., Plum P. Compt. Rend., 1952, v. 234, p. 2621; см. [14].
5. Кудинцева Г. А. и др. ФММ, 1958, т. 6, с. 272—275.
6. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
7. Нешпор В. С. Самсонов Г. В., ЖФХ, 1956, т. 30, с. 379; см. [14].
8. Kiessling R. Acta Chem. Scand., 1959, v. 4, p. 209; см. [14].
9. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.
10. La Placa S., Binder J., Post B. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.
11. Binder J. а. о. В Кн. «Boron — Synthesis, Structure and Properties. eds. J. A. Kohn. Plenum Press, Inc., N. Y., 1960, p. 83—86.
12. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
13. Лундин К. Неопубликованные данные, см. [14].
14. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд. «Мир», 1965, с. 119.

2,7982  
1,2038

### В—Yb. Бор—иттербий

Известны три соединения В с Yb:  $YbB_x$  ( $x = 3$  или 4) [1],  $Yb_4$  [1] и  $Yb_8$  [1—9]. Долекаборид Yb отсутствует [1, 10]. Температура плавления  $Yb_8$  равна  $>2000^\circ\text{C}$  [11].

$YbB_x$  имеет тетрагональную решетку типа  $ThB_4$ ;  $a = 7,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,00 \text{ \AA}$  [1]. Наиболее точные значения периода кубической решетки  $Yb_8$  типа  $CaB_8$  следующие:  $4,1468 \pm 0,0005$  [8],  $4,144_4$  [5] или  $4,138 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (при температуре  $20^\circ\text{C}$ ) [9].

1. Post B. а. о. Plansee Proceedings, 1955. Pergamon Press, N. Y., 1956; p. 173—185; J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 1800—1802.
2. Allard G. A. Bull. Soc. Chim. France, 1932, v. 51, p. 1213—1215.
3. Von Stackelberg M., Neumann F. Z. Physik. Chem. (Leipzig) 1932, Bd 12, S. 312—314.
4. Kiessling R. Acta Chem. Scand., 1950, v. 4, p. 209—227.
5. Plum P., Bertaut F. Compt. Rend., 1952, v. 7, p. 2621; Acta Cryst., 1954, v. 7, p. 81—86.
6. Степанова А. А., Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 94—95.
7. Творогов Н. Н. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1961—1966.
8. Eick H. A., Gilles P. W. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 5030—5032.
9. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 791—794.
10. La Placa S. а. о. J. Inorg. Nucl. Chem., 1961, v. 18, p. 113—117.
11. Binder J. J. Amer. Chem. Soc., 1960, v. 43, p. 287—292.

**В—Zn. Бор—цинк \***

В работе [1] не наблюдали образования соединений между В и Zn в интервале температур 800—1100°С; обнаруженное уменьшение интенсивности линий на рентгенограмме Zn было приписано растворению В в Zn.

1. Марковский Л. Я., Кондрашев Ю. Д. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 34—41.

**В—Zr. Бор—цирконий \***

Диаграмма состояния В—Zr (рис. 70) дана в соответствии с М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [3], рис. 153) и с уточнениями по данным последних исследований [1—4]. В работе [1] с помощью микроскопического и рентгеновского анализов подтверждено существование трех соединений: ZrB, ZrB<sub>2</sub> и ZrB<sub>12</sub>.

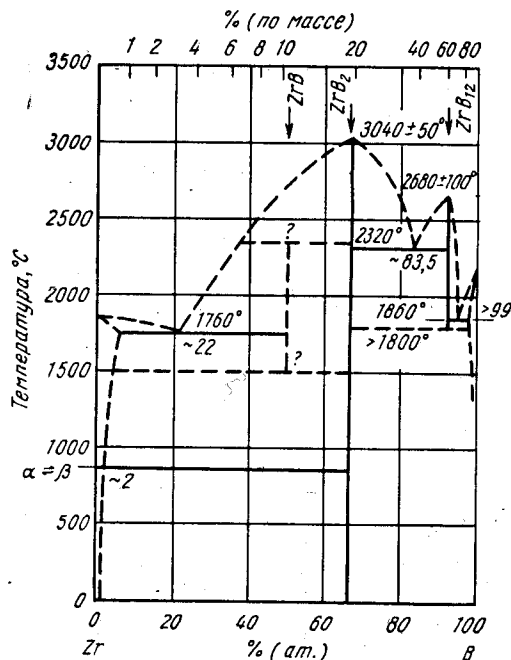


Рис. 70. В—Zr

Во всяком случае, ZrB<sub>2</sub> в действительности не имеет области гомогенности, а выводы работы [2] основаны на отсутствии линий второго соединения на рентгенограммах.

В работе [1] не обнаружили соединения ZrB<sub>12</sub> в образцах, спеченных при температуре 1800°С; это позволяет предполагать, что эвтектидная температура >1800°С.

α-Zr растворяет ~2% (ат.) В; при этом увеличиваются периоды а и с. Сплав В с 1% (ат.) Zr в литом состоянии имеет однофазную структуру, тогда как в сплав с 6% (ат.) Zr входит соединение, по всей вероятности, ZrB<sub>12</sub> [4].

Однако отмечается [1], что доказательства существования соединения ZrB неубедительны, и показано сходство в периодах решеток ZrB и ZrC (что позволяет предполагать о загрязнении); кроме того, говорится, что в образцах, спеченных при температуре 1400°С, ZrB наблюдается; это свидетельствует об эвтектидном распаде, но в литых сплавах ZrB присутствует. Наличие ZrB в литых сплавах позволяет предполагать, что это соединение образуется по перитектической реакции. В работе [2] сплавы, содержащие 0—73% (ат.) В, спекали при температурах 1900—2300°С и обнаружили, что в равновесии с ZrB<sub>2</sub> находится твердый раствор на основе Zr; данные работ [1, 2], взятые вместе, позволяют предполагать, что соединение ZrB не существует.

В работе [1] показано, что ZrB<sub>2</sub> не имеет заметной области гомогенности, тогда как в работе [2] на основе рентгеновского исследования даются границы этой области [63—72,8% (ат.) В], хотя здесь период решетки ZrB<sub>2</sub> зависит от состава.

В работе [1] определили периоды гексагональной решетки ZrB<sub>2</sub>;  $a = 3,167 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,529 \text{ \AA}$ . Для образцов, содержащих ZrB, период г. ц. к. решетки равен 4,647—4,677 Å.

Температура плавления ZrB<sub>2</sub> равна  $3000 \pm 80^\circ \text{C}$  [5], что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3—11]).

1. Nowotny H. u. a. Monatsh. Chem., 1960, Bd 91, S. 963—974.
2. Эпельбаум В. А., Гуревич М. А. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 2274—2281.
3. Эпельбаум В. А., Гуревич М. А. ЖФХ, 1957, т. 31, с. 708—711.
4. Seybolt A. U. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 971—989.
5. Искольдский И. И., Богородская Л. П. ЖПХ, 1957, т. 30, с. 177—185.

**Ва—Ве. Барий—бериллий**

В работе [1] при исследовании высокотемпературной модификации Ве с о. ц. к. решеткой приготовили сплавы, содержащие 0,1; 0,5 и 8% (ат.) Ва. Хотя данные дифференциально-термического анализа вызывают некоторое сомнение, они свидетельствуют о том, что Ва расширяет область твердых растворов на основе Ве с о. ц. к. решеткой и понижает температуру перехода Ве<sub>о.ц.к.</sub> ↔ Ве<sub>г.к.</sub>. Для уточнения полученных данных требуются дополнительные экспериментальные исследования.

1. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, p. 34; Pickett J. J. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint, 33.

**Ва—Ві. Барий—висмут \***

Установленная в работе [1] растворимость Ва в жидком Ві существенно отличается от приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 152). Новые данные представляют собой линейную зависимость lg % (ат.) Ва от 1/T: растворимость равна 3; 9 и ~19% (ат.) Ва соответственно при температурах 315, 440 и 560°С. Если экстраполировать график в полулогарифмических координатах, то получится тот же самый состав эвтектики при температуре 262°С, который приводится М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 152); в других же случаях значения растворимости много ниже. Методика, использованная в работе [1], включает химический анализ жидких образцов, выдержанных для достижения равновесного состояния при каждой температуре в течение 24 ч. Сплавы предварительно нагревали до температуры ~800°С с целью достижения однородности их состава. В общем случае этот экспериментальный метод скорее завышает, а не занижает значения растворимости.

В работе [2] приготовили соединение Ва<sub>2</sub>Ві<sub>2</sub>. На основе изменения энтальпии образования предполагают существование соединения ВаВі [2]. Идентифицирована [3] промежуточная фаза примерного стехиометрического состава Ва<sub>2,2-2,4</sub>Ві; фаза имеет тетрагональную решетку;  $a = 5,28 \text{ \AA}$ ,  $c = 18,75 \text{ \AA}$ . По своей структуре эта фаза аналогична Sr<sub>2</sub>Sb. ВаВі<sub>3</sub> имеет тетрагональную решетку [4],  $a = 5,188 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,157 \pm 0,003 \text{ \AA}$  и по структуре аналогична SrPb<sub>3</sub>.

1. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
2. Шукарев С. А. и др. ЖОХ, 1957, т. 27, с. 290—293.
3. Brauer G., Müller O. Angew. Chem., 1961, Bd 73, S. 169.
4. Журавлев Н. Н., Мелик-Адамян В. П. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 121—124.

## Ва—Си. Барий—медь

Богатую Си часть диаграммы состояния Ва—Си до сплава эквимолярного состава исследовали в работе [1] методами термического и рентгеновского анализа. Изученная часть диаграммы состояния Ва—Си показана на рис. 71. Установлено, что  $Cu_{13}Ba$  кристаллизуется по перитектической реакции при темпера-

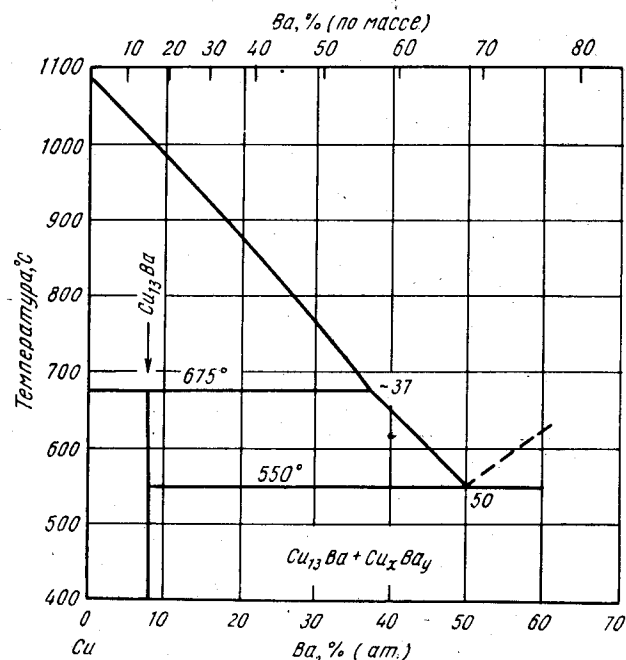


Рис. 71. Ва—Си

туре 675° С. Эвтектика, содержащая 50% (ат.) Ва и плавящаяся при температуре 550° С, образуется между  $Cu_{13}Ba$  и другой неидентифицированной промежуточной фазой. Растворимость Ва в Си в твердом состоянии менее 0,1% (ат.).

$Cu_{13}Ba$  имеет г. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $NaZn_{13}$ ; период решетки равен 11,719 А.

1. Braun P. V., Meijering J. L. Rev. Trav. Chim., 1959, v. 78, p. 71—74.

## Ва—Ga. Барий—галлий

В работе [1] приготовили соединение  $BaGa_2$  из Ga и Ва чистотой соответственно 99,85% и 99,5%. Это соединение имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$ ;  $a = 4,432$  А,  $c = 5,064$  А.

1. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1955, v. 19, p. 39—43.

## Ва—Н. Барий—водород \*

Диаграмма состояния Ва—Н построена в работе [1] методами термического и химического анализов фаз в сплавах после приведения их в равновесное состояние (рис. 72). Температура плавления Ва повышается до температуры перитектической горизонтали (950° С); твердый раствор на основе Ва, образующийся по перитектической реакции, содержит 57% (ат.) Н [66% (мол.)]  $BaH_2$ . Фазовое

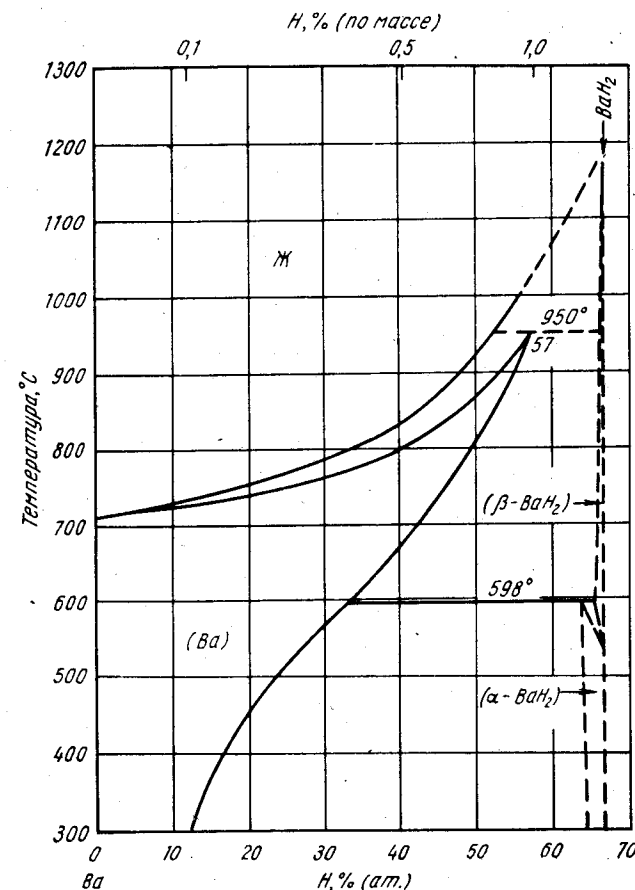


Рис. 72. Ва—Н

превращение в  $BaH_2$  происходит при температуре 550° С; структура низкотемпературной модификации совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]) а высокотемпературная ориентировочно имеет о. ц. к. решетку с периодом 9,465 А. Существование превращения в  $BaH_2$  подтверждено высокотемпературным рентгеновским анализом. В работе [1] оценили температуру плавления  $BaH_2$  путем экстраполяции кривой ликвидуса; она оказалась равной 1200° С. Растворимость Н в Ва в твердом состоянии при температуре 370° С составляет 16,6% (ат.) [9,8% (мол.)]  $BaH_2$ .

Значение температуры плавления  $BaH_2$  (675° С), приведенное в справочнике [2], не согласуется с диаграммой состояния, построенной в работе [1].

1. Peterson D. T., Indig M. J. Am. Chem. Soc., 1960, v. 82, p. 5645—5646.
2. Gibb T. R. P. J. Electrochem. Soc., 1948, v. 93, p. 198; Guntz A. Compt. Rend., 1901, v. 132, p. 963; 1903, v. 136, p. 1071; см. Вол А. Е. Структура и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959 г, с. 551—552.

1,8355  
0,1645

### Ва—Hg. Барий—ртуть \*

Более точное значение периода кубической решетки  $\text{BaHg}_{11}$  приводится в работе [1]:  $a = 9,5848 \pm 0,0004 \text{ \AA}$ .

1. Baenziger N. C. a. o. U. S. At. Energy Comm. AECU—2279, 1952, p. 6.

1,2965  
2,7035

### Ва—Li. Барий—литий

Диаграмма состояния Ва—Li (рис. 73) построена в работе [1] методами термического и рентгеновского анализов. Эвтектика содержит 10,5% (ат.) [70% (по массе)] Ва и плавится при температуре  $156^\circ \text{C}$ . В работе [1] не приводятся таблич-

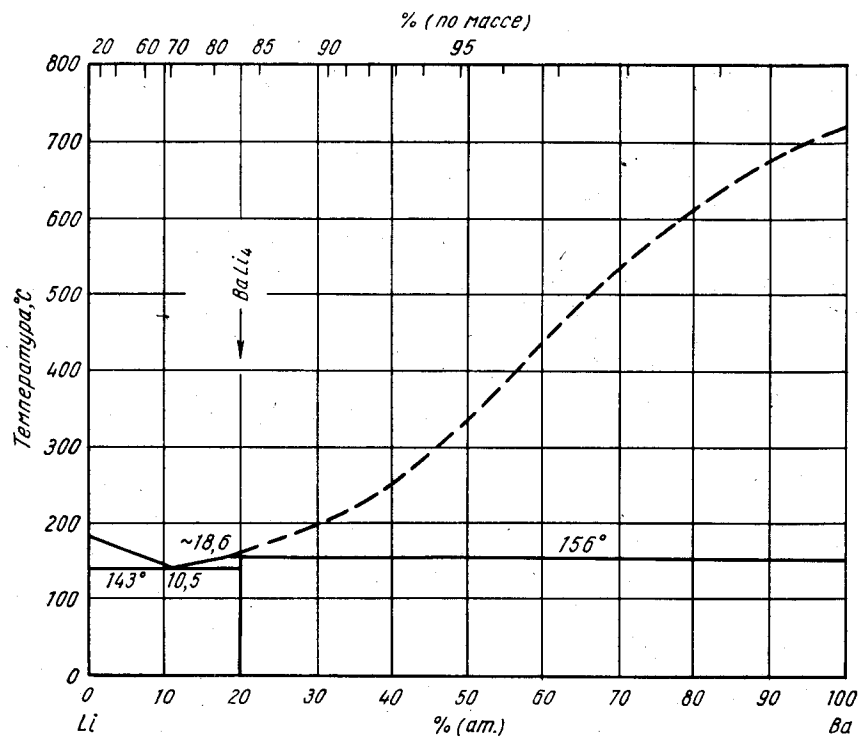


Рис. 73. Ва—Li

ные данные о температурах плавления сплавов; следовательно, переход от данных, выраженных в процентах по массе, дает неточные результаты. Поэтому кривая ликвидуса на рис. 73 изображена пунктиром, хотя в работе [1] она построена точно. Жидкая фаза при температуре перитектической горизонтали

содержит 18,6% (ат.) Ва; эта концентрация также ориентировочна. Периоды решеток твердых растворов на базе Ва и Li не отличаются от периодов решеток чистых компонентов; это позволяет предполагать, что взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии отсутствует [1]. Прямое экспериментальное определение растворимости показывает, что растворимость Ва в Li составляет менее 0,051% (ат. [1% (по массе)]) и Li в Ва — менее 10% (ат.) [0,6% (по массе)].

На основе максимума интенсивности линий на рентгенограммах установлено существование химического соединения  $\text{BaLi}_4$  [1]. Рентгенограмма, снятая с порошка, показывает, что это соединение имеет гексагональную элементарную ячейку  $a = 10,92 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,94 \pm 0,01 \text{ \AA}$ . По данным расчета плотности в работе [1] пришли к выводу, что на элементарную ячейку в  $\text{BaLi}_4$  приходится шесть формульных единиц.

1. Keller D. V. a. o. J. Phys. Chem., 1958, v. 62, p. 792—733.

0,7519  
1,2481

### Ва—Mg. Барий—магний \*

В работе [1] подтверждены основные характерные черты диаграммы состояния Ва—Mg; полученные результаты хорошо согласуются с диаграммой состояния, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1], рис. 155). По данным работы [1], стехиометрический состав соединения, образующегося по перитектической реакции, выражается формулой  $\text{Ba}_2\text{Mg}_9$ , а не  $\text{BaMg}_4$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [8]); в работе [2] по результатам анализа рентгенограмм, снятых с порошков, пришли к выводу, что это соединение типа  $\text{Th}_6\text{Mn}_{23}$ . Отсюда следует, что его формулой будет  $\text{Ba}_6\text{Mg}_{23}$ . В работе [3] обнаружили, что соединение  $\text{BaMg}_9$  (см. М. Хансена и К. Андерко, т. I, [1]) относится к структурному типу  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  [4] и имеет формулу  $\text{Ba}_2\text{Mg}_{17}$ .

По данным работы [1],  $\text{BaMg}_9$  плавится конгруэнтно при  $702,7^\circ \text{C}$ ;  $\text{Ba}_2\text{Mg}_9$  образуется по перитектической реакции при  $602^\circ \text{C}$ ;  $\text{BaMg}_2$  плавится конгруэнтно при  $613^\circ \text{C}$ ; эвтектика  $\text{Mg} + \text{BaMg}_9$  содержит 3,06% (ат.) [15,2% (по массе)] Ва и плавится при  $620^\circ \text{C}$ ; эвтектика  $\text{Ba}_2\text{Mg}_9 + \text{BaMg}_2$  содержит 26,0% (ат.) [66,5% (по массе)] Ва и плавится при  $591^\circ \text{C}$ ; наконец, эвтектика  $\text{BaMg}_2 + \text{Ba}$  содержит 72,1% (ат.) [93,6% (по массе)] Ва и плавится при  $362^\circ \text{C}$ .

**Кристаллическая структура.** В работе [1] подтверждено, что ранее идентифицированная фаза  $\text{BaMg}_2$  имеет гексагональную решетку;  $a = 6,663 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,557 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

$\text{Ba}_6\text{Mg}_{23}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{Th}_6\text{Mn}_{23}$  с периодом 15,21  $\text{ \AA}$  [2]. В работе [1] это соединение идентифицировали как  $\text{Ba}_2\text{Mg}_9$  и установили, что оно имеет, по всей вероятности, гексагональную решетку;  $a = 10,69 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,01 \text{ \AA}$ .

$\text{Ba}_2\text{Mg}_{17}$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ ;  $a = 10,664 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 15,593 \pm 0,007 \text{ \AA}$  [3]. В работе [1] это соединение идентифицировано как  $\text{BaMg}_9$ , оно имеет гексагональную структуру, относящуюся к пространственной группе  $D_6^6$ ;  $a = 10,65 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,40 \text{ \AA}$ .

1. Zeek W. C. Неопубликованная работа; см. Ph. D. Thesis, Syracuse University, 1957, Dissertation Abstract., 1957, v. 17, p. 1209.
2. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 769—770.
3. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 267—268.
4. Макаров Е. С., Виноградов С. И. Кристаллография, 1956, т. 1, с. 634; см. (3).

0,9915  
1,0085

### Ва—N. Барий—азот \*

Известны следующие нитриды Ва:  $\text{Ba}_2\text{N}$  [1],  $\text{Ba}_3\text{N}_2$  [2],  $\text{BaN}_2$  [2] и  $\text{Ba}(\text{N}_3)_2$  [3].  $\text{Ba}(\text{N}_3)_2$  имеет моноклинную решетку;  $a = 6,23 \text{ \AA}$ ,  $b = 29,35 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,03 \text{ \AA}$ ;  $\beta = 105^\circ 14'$  [3].



1. Ария С. М. и др. ЖОХ, 1955, т. 25, с. 634—639.
2. Ария С. М., Прокофьева Е. А. ЖОХ, 1955, т. 25, с. 849—851.
3. Günther, P. u. a. Z. Physik Chem. (Leipzig), 1929, Bd 6, S. 459—480.

0,7761  
I,2239

### Ва—Na. Барий—натрий

Равновесие в системе Ва—Na (рис. 74) исследовали в работе [1] методами термического и дифференциально-термического анализов. Три соединения —  $\text{Na}_{12}\text{Ba}$ ,  $\text{Na}_6\text{Ba}$  и  $\text{NaBa}$  — кристаллизуются непосредственно из жидкости и образуют между собой и компонентами четыре эвтектики.

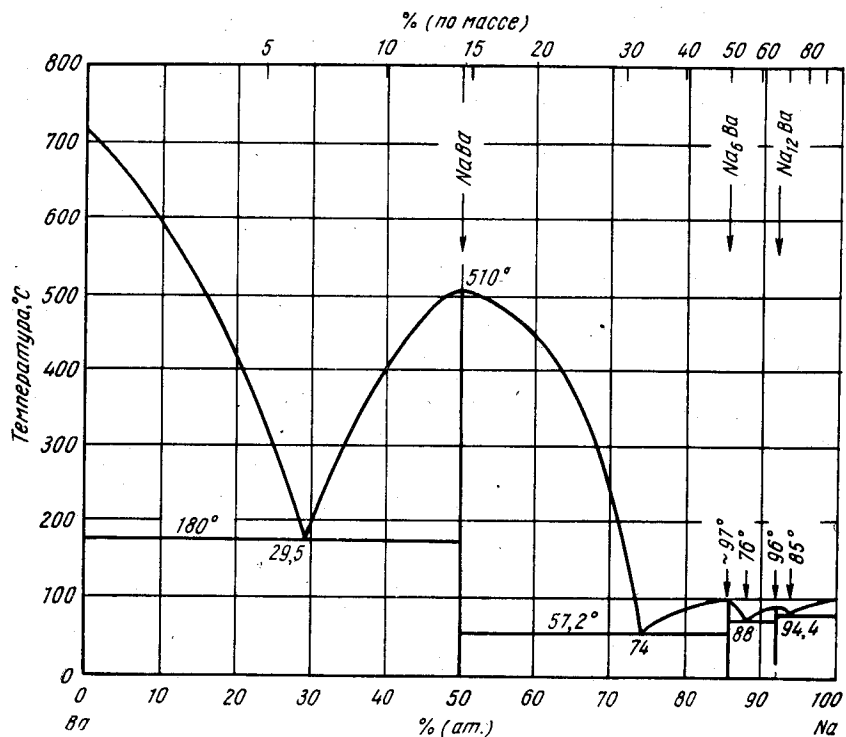


Рис. 74. Ва—Na

Результаты незаконченного исследования [2] сплавов в интервале концентраций 20—100% (ат.) Na не согласуются с данными работы [1]. Отмечается [2] существование соединений  $\text{Ba}_5\text{Na}_2$  (или  $\text{Ba}_9\text{Na}_4$ ) и  $\text{BaNa}$ ; результаты рентгеновского исследования не согласуются с данными термического анализа: эвтектика плавится при температуре  $\sim 85^\circ\text{C}$  и содержит 96,5% (ат.) Na,  $\text{BaNa}_2$  образуется по перитектической реакции при  $175^\circ\text{C}$  и, возможно, существует второе перитектическое превращение при  $192^\circ\text{C}$ .

Установлено [3], что «растворимость» Ва в расплавленном Na увеличивается с 0,19% (ат.) [1,1% (по массе)] при  $250^\circ\text{C}$  до 0,66% (ат.) [3,8% (по массе)] при  $750^\circ\text{C}$ ; эти данные не согласуются с результатами работ [1, 2].

176

1. Remy H. u. a. Schweiz Arch. Angew. Wiss Tech., 1960, 26,5—9; Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 534—545.
2. Kanda F. A., King A. J. U. S. At. Energy Comm. TID—5961, 1960, p. 46—49.
3. Gould J. R. U. S. At. Energy Comm. KAPL—1398, 1955 p. 17.

0,9339  
I,0661

### Ва—O. Барий—кислород

Растворимость  $\text{BaO}$  в жидком Ва определяли в работе [1] анализом декантированной жидкой фазы:

Температура, °C	1250	1100	900	725
Растворимость, % (ат.) [ % (по массе)]	31,8 [49,5]	27,7 [41]	21,1 [29]	16,7 [22]

Существование соединения  $\text{Ba}_2\text{O}$ , предполагаемого в работе [2], опровергнуто в работе [1].

Твердо установлено существование двух соединений:  $\text{BaO}$  и  $\text{BaO}_2$ .  $\text{BaO}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $5,53912 \pm 0,00013 \text{ \AA}$  (при температуре  $25^\circ\text{C}$ ) [3];  $\text{BaO}_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку типа  $\text{CaC}_2$ ;  $a = 5,384 \pm 0,010 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,841 \pm 0,005 \text{ \AA}$  (при температуре  $25^\circ\text{C}$ ) [4];  $a = 5,3958 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,8513 \text{ \AA}$  (при температуре  $25^\circ\text{C}$ ) [5]. Супероксид Ва ( $\text{O}_2$ )<sub>2</sub> был получен при взаимодействии  $\text{BaO}_2$  с кислородом при давлении 5000 ат и температуре  $500^\circ\text{C}$  [6] и химическим путем [7].

1. Schriell M. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1937, Bd 231, S. 313—326.
2. Guntz A., Benoit F. Bull. Soc. Chim., 1924, v. 35, p. 709. См. [1].
3. Zollweg R. J. Phys. Rev., 1955, v. 100, p. 671—673.
4. Abrahams S. C., Kaluagis J. Acta Cryst., 1954, v. 7, p. 838—842.
5. Swanson H. W. a. o. Natl. Bur. Std. (U. S.), Circ. 539, VI, 1956, p. 18—19.
6. Волынов И. И., Шатунина А. Н. ДАН СССР, 1956, т. 110, с. 87—88.
7. Bauman D. J., Iowa State Coll. J. Sci. 1954, v. 28, p. 280—281 Chem. Abstr., 1954, v. 48, p. 11231.

0,6468  
I,3532

### Ва—P. Барий—фосфор \*

Можно считать, что в системе Ва—P существует только одно соединение  $\text{BaP}_2$ , хотя и не исключено существование соединения  $\text{BaP}_3$  [1].

1. Щукарев С. А. и др. ЖОХ, 1954, т. 24, с. 1277—1278.

0,1098  
I,8902

### Ва—Pd. Барий—палладий

В работе [1] соединение  $\text{BaPd}_2$  приготовили плавкой в железном тигле в атмосфере He. Рентгеновский анализ порошков показал, что  $\text{BaPd}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  ( $C15$ ) с периодом  $7,953 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Wood E. A., Compton V. V. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 429—433.

I,8158  
0,1842

### Ва—Po. Барий—полоний

Согласно работе [1], в системе Ва—Po существует соединение  $\text{BaPo}$ , имеющее г. ц. к. решетку типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $7,119 \pm 0,03 \text{ \AA}$ .

1. Wittman W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 429—433.

1,8478  
0,1527

### Ва—Pt. Барий—платина \*

Соединение  $BaPt_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,920 \pm 0,005$  А [1].

1. Wood E. A., Compton V. B. *Acta Cryst.*, 1958, v. 11, p. 429—433.

1,7542  
0,2458

### Ва—Pu. Барий—плутоний

«Исследование небольшого числа сплавов показывает, что в этой системе полностью отсутствует взаимная растворимость компонентов как в жидком, так и в твердом состояниях» [1].

1. Schonfeld F. W. a. o. «Metallurgy and Fuels», *Progress in Nuclear Energy, Ser. V, v. 2*, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.

0,1256  
1,8744

### Ва—Rh. Барий—родий

В работе [1] приготовили соединение  $BaRh_2$  плавкой в железном тигле в атмосфере He. Установлено [1], что это соединение обладает сверхпроводимостью и температура перехода составляет  $6,0^\circ$  К. В работе [2] получили рентгенограмму с порошка того же сплава и обнаружили, что  $BaRh_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  (C15) с периодом  $7,852 \pm 0,005$  А.

1. Matthias B. T., Corenzwit E. *Phys. Rev.*, 1957, v. 107, p. 1558.  
2. Wood E. A., Compton V. B. *Acta Cryst.*, 1958, v. 11, p. 429—433.

0,6318  
1,3682

### Ва—S. Барий—сера \*

Точное определение периода г. ц. к. решетки  $BaS$  (типа NaCl) выполнено в работе [1]:  $a = 6,3877 \pm 0,0004$  А (при температуре  $21^\circ$  С).

1. Güntert O. J., Faessler A. Z. *Krist.*, 1956, Bd 107, S. 357—361.

0,2404  
1,7596

### Ва—Se. Барий—селен \*

В работе [1] приготовили соединение  $BaSe$  прямым взаимодействием компонентов высокой чистоты. Установлено, что температура плавления этого соединения равна  $1850 \pm 75^\circ$  С. Подтверждено предварительное сообщение о том, что соединение  $BaSe$  имеет структуру типа NaCl с периодом  $6,600 \pm 0,002$  А.

1. Günter O. J., Faessler A. Z. *Krist.*, 1956, Bd 107, S. 357—361.

0,6893  
1,3107

### Ва—Si. Барий—кремний \*

$BaSi_2$  имеет гексагональную структуру, однотипную со структурой  $AlB_2$ ;  $a = 4,39 \pm 0,01$  А,  $c = 4,83 \pm 0,01$  А [1].

1. Гладышевский Е. И. *ДАН УССР*, 1959, т. 3, с. 294—297.

178

0,1952  
1,8048

### Ва—Sr. Барий—стронций \*

В настоящее время по системе Ва—Sr опубликована диссертационная работа Хирста [1] (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, [2]). Построенная диаграмма состояния не отличается от диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 159).

1. Hirst R. g. a. o. *J. Phys. Chem.*, 1956, v. 60, p. 302—304.

0,0320  
1,9680

### Ва—Te. Барий—теллур \*

В работе [1] приготовили соединение  $BaTe$  прямым взаимодействием компонентов высокой чистоты. Установлено, что температура плавления этого соединения равна  $1500 \pm 50^\circ$  С. Подтверждено предварительное сообщение о том, что это соединение имеет структуру типа NaCl с периодом решетки  $7,004 \pm 0,002$  А.

1. Miller E. a. o. *Trans. AIME*, 1960, v. 218, p. 978—980.

0,3224  
1,6776

### Ва—Zn. Барий—цинк \*

Согласно работе [1], в системе Ва—Zn существует соединение  $BaZn$ , имеющее кубическую решетку (типа CsCl) с периодом  $4,090$  А. Ромбическая структура  $BaZn_5$  подтверждена в работах [2, 3]. Для определения периодов решетки использовали точный усовершенствованный рентгеновский метод;  $a = 5,32$  А,  $b = 8,44$  А,  $c = 10,78$  А. Эти значения периодов решетки следует принять вместо приводимых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, с. 300—301).

1. Ferro R. *Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat.*, 1954, v. 17, p. 256—258.  
2. Conant J. W., Ph. D. Thesis, University of Iowa, 1955.  
3. Baenziger C. N., Conant J. W. *Acta Cryst.*, 1956, v. 9, p. 361—364.

2,6847  
1,9653

### Ве—Bi. Бериллий—висмут \*

Бериллий относится к числу металлов, которые практически нерастворимы в Bi в жидком и твердом состояниях. Кривая ограниченной растворимости (рис. 75) построена по данным очень тщательного исследования [1]. Зависимость растворимости Ве в жидком Bi от температуры выражается следующим образом:  $\lg [\% \text{ (по массе) Ве} \cdot 10^{-4}] = 6,85 - 6140/T, ^\circ K$ . Доказательства о существовании между Ве и Bi интерметаллических соединений отсутствуют [1].

Согласно данным других исследователей, приведенным в справочнике [2], в Ве в твердом состоянии растворяется  $\sim 0,004\%$  (ат.) [0,1% (по массе)] Bi. Значение температуры, при которой наблюдается эта предельная растворимость, не приводится.

Результаты определения растворимости [1] подтверждены в работе [3], в которой сообщается, что при температуре  $1000^\circ$  С в жидком Bi растворяется  $< 0,23\%$  (ат.) [0,01% (по массе)] Ве.

1. Horsley G. W., Maskrey J. T. *J. Inst. Metals*, 1957—58, v. 86, p. 401—402.  
2. *Reactor Handbook*, v. 3, «Materials», sec. I, General Properties, U. S., At. Energy Comm. AEC-D-3647, 1955, p. 92.  
3. Kelman L. R. a. o. *U. S. At. Energy Comm. ANL-4417*, 1950, p. 85.

12\*

179

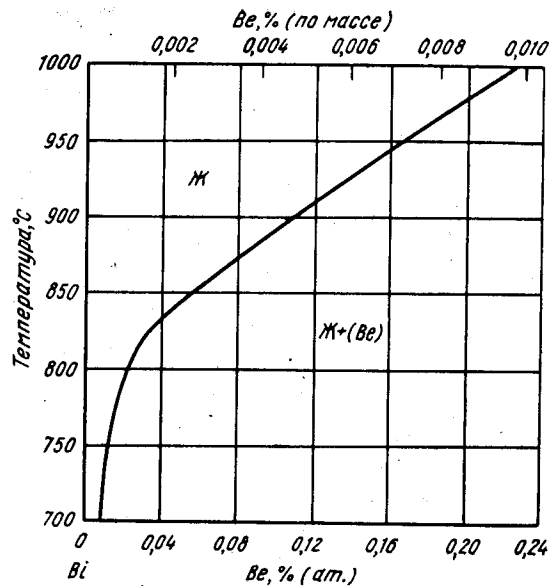


Рис. 75. Ве—Bi

$T_1, 8753$   
 $0, 1247$

### Ве—С. Бериллий—углерод \*

Более точное значение периода кубической решетки  $\text{Be}_2\text{C}$  приводится в работе [1]:  $a = 4,3420 \text{ \AA}$ .  $\text{Be}_2\text{C}$  распадается с потерей Ве при давлении  $1 \text{ ат}$ , и температуре  $\sim 2150^\circ \text{C}$ ; диссоциация выше  $2200^\circ \text{C}$  протекает слишком быстро, чтобы можно было определить температуру плавления с помощью обычных методов, хотя и наблюдается некоторое плавление [2].

1. Staritzky E. Anal. Chem., 1956, v. 28, p. 915.
2. Quirk J. F. In Reactor Handbook, v. 3, «Materials», sec. 1, General Properties, U. S. At. Energy Comm. AEC D-3647, 1955, p. 95—106.

$T_1, 3519$   
 $0, 6481$

### Ве—Са. Бериллий—кальций \*

В работе [1] приготовили соединение  $\text{Be}_{13}\text{Ca}$  восстановлением  $\text{BeO}$  с помощью Са. В работе [2] обнаружено, что  $\text{Be}_{13}\text{Ca}$  имеет г. ц. к. решетку, изоморфную с решеткой  $\text{NaZn}_{13}$ ;  $a = 10,312 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Установлено [3], что  $\text{Be}_{13}\text{Ca}$  присутствует в сплавах, содержащих номинально 0,02% (ат.) [0,1% (по массе)] Са, и что постоянные решетки насыщенного твердого раствора на основе Ве отличаются от постоянных решетки чистого Ве только в четвертом знаке после запятой; это свидетельствует об очень небольшой растворимости Са в Ве в твердом состоянии.

1. Buddery J. H., Thackray R. W. J. Inorg. Nucl. Chem., 1956, v. 3, p. 190—193.
2. Baker T. W., Williams J. Acta Cryst., 1955, v. 8, p. 519.
3. Hindle E. D., Slattery G. F. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 58, p. 8.

180

$T_1, 9041$   
 $1, 0959$

### Ве—Сd. Бериллий—кадмий

В работах [1, 2] пытались приготовить двойные сплавы на основе Ве для прессования через матрицу. Какие-либо доказательства того, что Cd сохраняется в сплавах, отсутствуют.

1. Yans F. M. U. S. At. Energy Comm. NMJ. 1240, 1960, 41p.
2. Klein J. a. o. WADC Tech. Rept. 58—478, p. 11, September, 1960, p. 24 u. 110.

$T_1, 8083$   
 $1, 1917$

### Ве—Се. Бериллий—церий \*

Температура плавления  $\text{CeBe}_{13}$  лежит между  $1720$  и  $1925^\circ \text{C}$  [1]. В работах [2, 3] на основе термического анализа трех образцов предполагается, что температура превращения  $\beta \rightleftharpoons \alpha$  в Ве при небольших добавках Се понижается, но для подтверждения этого необходимо дальнейшее исследование. В образце, содержащем номинально 10% (ат.) Се, не обнаружены признаки оплавления при нагреве вплоть до температуры  $1450^\circ \text{C}$  [3].

1. Paine R. M. a. o. WADC Tech. Rept. 59—29, pt. 1, 1959; см. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд «Мир», 1965, с. 115.
2. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, 44p.
3. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34p.

$T_1, 1845$   
 $0, 8155$

### Ве—Со. Бериллий—кобальт \*

В работах [1, 2] исследовали термическое расширение  $\beta$ -фазы с о. ц. к. решеткой в сплавах Ве—Со, богатых Ве. На рис. 76 показана предполагаемая диаграмма состояния Ве—Со в области эвтектичного превращения  $\beta \rightleftharpoons \alpha + \text{CoBe}_{12}$ . На рентгенограммах  $\text{CoBe}_{12}$  обнаружены некоторые аномалии [1]. Следует отметить, что температура превращения  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  в чистом Ве, равная  $1254^\circ \text{C}$ , не согласуется с температурой  $1265^\circ \text{C}$ , даваемой некоторыми из тех же авторов в более раннем исследовании [3]. Кривые ликвидуса и солидуса ориентировочно построены по данным работы [1] в соответствии с принятой температурой плавления Ве.

Существование соединения  $\text{CoBe}_{12}$  установлено рентгеновским анализом монокристаллов на образцах, выделенных из сплавов дуговой плавки; это соединение имеет тетрагональную решетку, изоморфную с решеткой  $\text{MoBe}_{12}$ ;  $a = 7,237 \pm \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,249 \pm 0,005 \text{ \AA}$ . На элементарную ячейку приходятся две формульные единицы [4].

1. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34p.
2. Gelles S. H. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint, № 33.
3. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ 1218, 1960, 44p.
4. Von Batchelder F. W., Raenschle R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.

$T_1, 2388$   
 $0, 7612$

### Ве—Cr. Бериллий—хром \*

Фазовые равновесия в системе Ве—Cr в интервале концентраций 0—6% (ат.) Cr (рис. 77) исследованы методом дифференциально-термического анализа [1]; в работе [2] на основе микроскопического и рентгеновского исследования литых

181

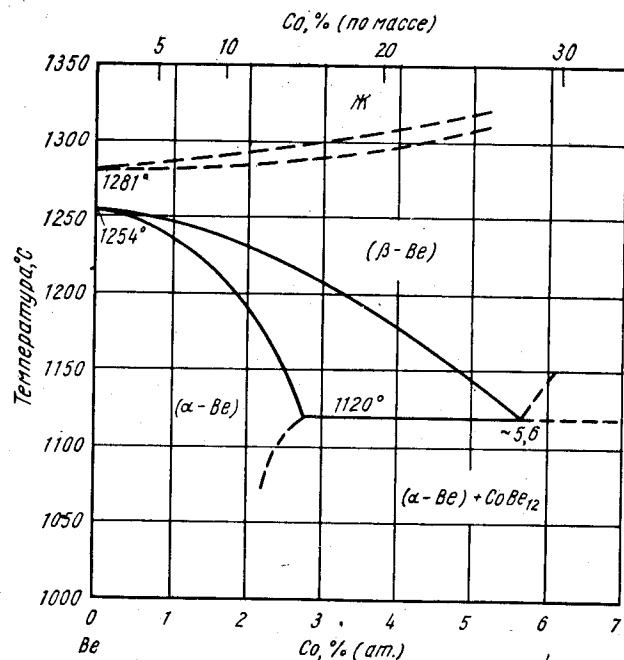


Рис. 76. Be—Co

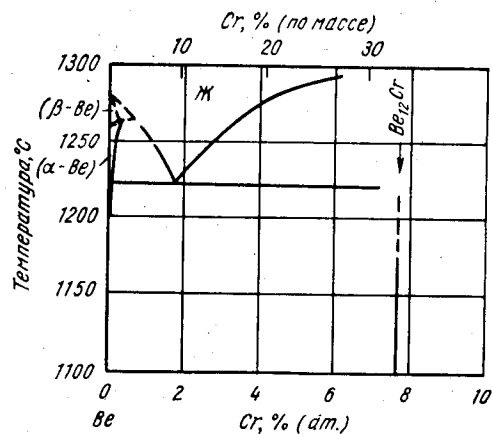


Рис. 77. Be—Cr

сплавов, выплавленных в дуговой печи, пришли к выводу, что в равновесии с  $\alpha$ -Be находится соединение  $\text{CrBe}_{12}$ .

Установлено существование соединения  $\text{CrBe}_{12}$  [3—7].  $\text{CrBe}_{12}$  имеет о. ц. тетрагональную структуру, однотипную со структурой  $\text{ThMn}_{12}$ ;  $a = 7,234 \pm \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,168 \pm 0,02 \text{ \AA}$  [3, 6];  $a = 7,199 \pm 0,020 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,156 \pm \pm 0,010 \text{ \AA}$  [5] или  $a = 7,230 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,173 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [7].

1. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ 1218, 1960, 44p.; Gelles S. H. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint No 33, 18p.
2. Hindle E. D., Slattery G. F. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 58, p. 8.
3. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. ДАН СССР, 1955, т. 104, с. 82—84.
4. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.
5. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. Доклады Львовского Гос. Университета, 1957, т. 7, вып. 3, с. 180—183.
6. Черкашин Е. Е. и др. Доклады Львовского Гос. Университета, 1957, т. 7, вып. 3.
7. Von Batchelder F. W., Ruenschler R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.

$\bar{1},1518$   
 $0,8482$

### Be—Cu. Бериллий—медь \*

На основе дифференциально-термического анализа сплавов, приготовленных из Be и Cu чистотой соответственно 99,6% и 99,96%, в работе [1] пересмотрена диаграмма состояния Be—Cu в интервале концентраций 0—15% (ат.) Cu (рис. 78). Обнаружено, что высокотемпературная  $\beta$ -модификация Be растворяет Cu, образуя эвтектид.

В сплавах, содержащих ~13% (ат.) [2% (по массе)] Be, после закалки с температур 750—800°C образуется неравновесная переходная структура [2—5]. В работах [2, 3] показано, что эти сплавы после закалки имеют г. ц. тетрагональную решетку.

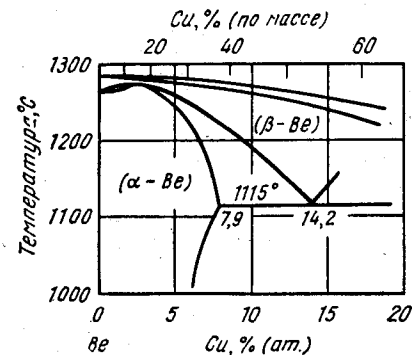


Рис. 78. Be—Cu

1. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34 p.; Gelles S. H. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 33, 11p.
2. Viswanathan A Compt. Rend., 1955, v. 240, p. 1428—1430.
3. Bassi G. Z. Metallkunde, 1956, Bd 47, S. 417.
4. Ilscher B. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 349—356.
5. Block R., Kehl G. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 878—879.

$\bar{2},7314$   
 $1,2686$

### Be—Er. Бериллий—эрбий

$\text{ErBe}_{13}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{NaZn}_{13}$  с периодом  $10,20 \pm 0,05 \text{ \AA}$  [1].

1. Love B. WADC Tech. Rept. 57—666, pt. 11, March. 1959; см. Гшнейдер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд. «Мир», 1965 г., с. 115.

**Be—Fe. Бериллий—железо \***

Растворимость Fe в Be очень точно определена в интервале температур 850—1200°С анализом диффузионной пары с помощью метода поглощения рентгеновских лучей [1].

Температура, °С	1225	1200	1100	1000	850
Растворимость, % (ат.)	0,92	0,88	0,64	0,44	0,20

(экстраполированное значение)

Превращение  $\beta \leftrightarrow \alpha$  в Be изучено методом термического анализа в работах [2, 3]. Рис. 79 взят из работы [2] и объединяет данные исследований [1, 2], свидетельствуя о том, что температура превращения твердого раствора на основе  $\beta$ -Be понижается до эвтектидной температуры (~1190°С); Be, использованный

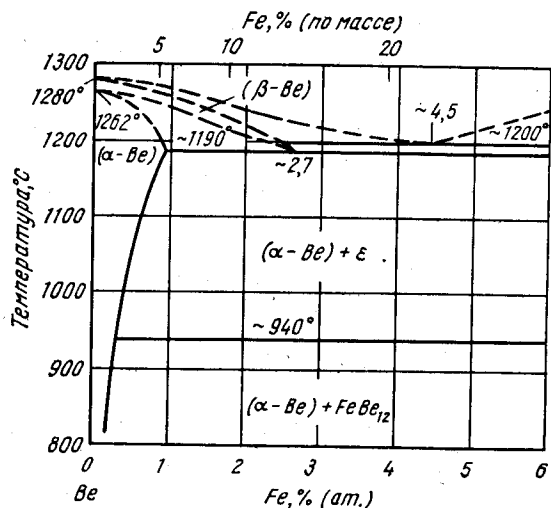


Рис. 79. Be—Fe

в работе [2] для приготовления сплавов, содержал 0,31% (по массе) BeO. Фазовые области на диаграмме состояния Be—Fe (рис. 79) обозначены в соответствии с диаграммой, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 164), а соединение  $FeBe_{11}$  заменено  $FeBe_{12}$ .

Установлено, что наиболее богатым Be соединением в этой системе является  $FeBe_{12}$ , имеющее о. ц. тетрагональную решетку типа  $ThMn_{12}$ ;  $a = 7,253 \pm 0,005$  А,  $c = 4,232 \pm 0,005$  А [4]. Сообщается [5], что эту фазу обнаружили в сплавах, содержащих номинально 0,1% (по массе) Fe.

- Gelles S. H. a. o. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 695—702.
- Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm., NMJ 1218, 1960, 4p.
- Gelles S. H. a. o. Institute of Metals Conference of Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 33, 11p.
- Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1959, v. 10, p. 648—649.
- Hindle E. C., Slattery C. F. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 58, 8p.

**Be—Ga. Бериллий—галлий \***

Данные, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, с. 310—311), указывают на возможное существование в системе Be—Ga интерметаллического соединения. В сообщении [1] об исследовании стойкости Be в жидком Ga снова отмечается существование «соединения с защитными свойствами», которое образуется в результате диффузии жидкого Ga в твердый Be. Отмечается [2], что при температуре 815°С жидкий Ga проникает в Be по границам зерен.

Диаграмма состояния Be—Ga, построенная в работе [3] (рис. 80), отрицает существование какой-либо промежуточной фазы в этой системе. Растворимость Be в жидком Ga тщательно определена путем химического анализа жидких проб. Эти данные следует предпочесть более низким значениям растворимости, приводимым в работах других исследователей. Признаки растворения Ga в Be в твердом состоянии не обнаружены. Монокристаллическая точка установлена при температуре 1250°С и концентрации 1,4% (ат.) Ga.

- Wilkinson W. D. U. S. At. Energy Comm. ANL—5027, 1953, 67p.
- Jaffu R. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. AECD—3317, 1949, 38p.
- Elliott R. O., Cramer E. M. U. S. At. Energy Comm. AECU—3022, 1952, 10p.

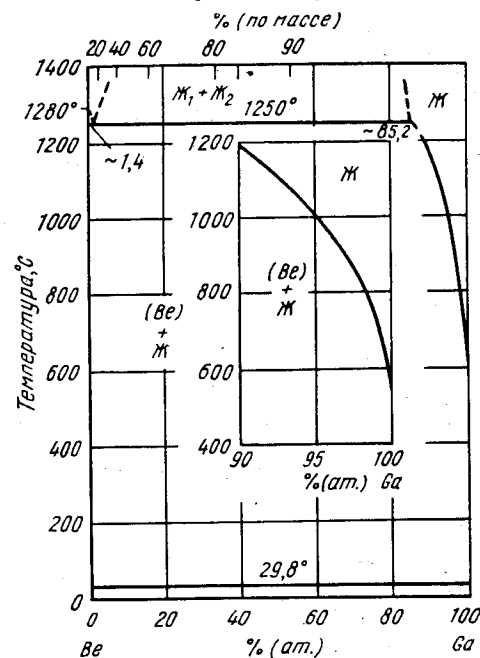


Рис. 80. Be—Ga

**Be—Ge. Бериллий—германий \***

На основе электрических измерений оценили растворимость Be в Ge в твердом состоянии; растворимость равна  $10^{19}$  атом/см<sup>3</sup> [0,022% (ат.)] [1].

Металлографическое и рентгеновское исследование литого сплава с 10% (ат.) Ge показывает, что в равновесии друг с другом находятся твердые растворы на основе Ge и Be [2]; если и существуют какие-либо интерметаллические соединения, то они устойчивы только при высоких температурах. Эти наблюдения [2] противоречат данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, [1]).

- Лашкарев В. Е. и др. Укр. физ. ж. 1959, т. 4, с. 372—375.
- Yans F. M. U. S. At. Energy Comm. NMJ 1210, 1960, 41p.

**Be—H. Бериллий—водород \***

Согласно работе [1], H не реагирует с Be даже при температурах выше 1000°С. В электрической дуге обнаруживаются спектры BeH и BeH<sup>+</sup> [2, 3].

1. Вол А. Е. Структура и свойства двойных металлических систем, т. I, Физматгиз, 1959, с. 579.
2. Watson W. W. a. o. Phys. Rev., 1928, v. 31 p. 1130, 1928, v. 32, p. 600; 1929; v. 34, p. 372; 1931, v. 37, p. 167, 52; 1937, v. 52, p. 318.
3. Koontz P. G. Phys. Rev., 1935, v. 48, p. 707—713.

2,7030  
1,2970

### Ве—Hf. Бериллий—гафний

Очень приближенная диаграмма состояния Ве—Hf (рис. 81) основана на результатах рентгеновского исследования и определения температуры плавления семи сплавов, приготовленных из иодидного и порошкового Hf чистотой 99% и Ве чистой, не превышающей 98,5%. Отмечается [1] существование пяти соединений:  $HfBe_{13}$ ,  $\alpha$ - и  $\beta$ - $Hf_2Be_{17}$ , полиморфизм которого зависит от состава,  $HfBe_5$  и  $HfBe_2$ .  $HfBe_{13}$ ,  $HfBe_5$  и  $HfBe_2$  плавятся инконгруэнтно; характер плавления  $Hf_2Be_{17}$  неизвестен, хотя максимальная температура плавления в этом интервале равна  $1860 \pm 60^\circ$  [1]. Никаких данных относительно взаимного влияния Ве и Hf на аллотропию друг друга не имеется.

Результаты работ [1—3] совпадают относительно стехиометрического состава соединений в системе Ве—Hf, хотя в работе [3] не говорится об аллотропии  $Hf_2Be_{17}$ . Сообщается [4] о существовании соединения  $Hf_2Be_{21}$ , хотя его кристаллическая структура и не объяснена; логично предположить, что это, по всей вероятности,  $\beta$ - $Hf_2Be_{17}$ . В работе [3] наблюдали, что температура плавления Ве (чистой 99,3%) понижается до  $1270^\circ$  С при добавках 1,24—2,44% (ат.) Hf; по всей вероятности, это — эвтектическая температура. В работе [4] наблюдали, что в сплавах с 7% (ат.) Hf, спеченных при  $1300$ — $1500^\circ$  С, содержится  $Hf_2Be_{21}$  как стабильная фаза; можно предположить, что  $HfBe_{13}$  неустойчиво при данных температурах. Последний вывод противоречит результатам работы [1].

$HfBe_{13}$  имеет г. ц. к. решетку с периодом: 10,00 [2],  $10,005 \pm 0,002$  [3] или 10,010 А [5].

$\beta$ - $Hf_2Be_{17}$  имеет гексагональную решетку;  $a = 7,44$  А,  $c = 7,38$  А, а  $\alpha$ - $Hf_2Be_{17}$  — ромбоэдрическую;  $a = 7,494$  А,  $c = 10,93$  А (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки) [2]. Согласно работам [4, 6],  $Hf_2Be_{17}$  имеет гексагональную решетку;  $a = 7,48$  А,  $c = 10,93$  А [4] или  $a = 7,50$  А,  $c = 10,94$  А [6], тогда как в работе [3] структура этого соединения считается гексагональной типа  $U_2Zn_{17}$ ;  $a = 7,499 \pm 0,002$  А,  $c = 21,905 \pm 0,006$  А. Нерасшифрованная рентгенограмма, приведенная в работе [4], аналогична рентгенограммам с гексагональных кристаллов.

$HfBe_5$  имеет гексагональную решетку типа  $CaZn_5$ ;  $a = 4,534 \pm 0,10$  А,  $c = 3,471 \pm 0,010$  А [3];  $a = 4,519$  А,  $c = 3,465$  А [2].  $HfBe_2$  имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$ ;  $a = 3,783 \pm 0,002$  А,  $c = 3,163 \pm 0,001$  А [3];  $a = 3,788$  А,  $c = 3,168$  А [5] или  $a = 3,787$  А,  $c = 3,159$  А [2].

1. Bedford R. G. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5991—т, 1960, 7 p.
2. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 63—65.
3. Крипякевич П. И. и др. Ж. структурн. химии, 1961, т. 2, с. 424—433; предварительные данные см. Крипякевич П. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 117—118.
4. Booker J. a. o. WADD Tech. Rept. 60—889, 1961, p. 133.
5. Rudy E. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 692—700.
6. Paine R. M. Carrabine J A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—687.

2,8525  
1,3475

### Ве—Hg. Бериллий—ртуть \*

Свойства амальгамы Ве, полученной электролизом расплавленной смеси солей  $NaCl + BeCl_2$  на катоде из Hg, свидетельствуют о возможности образования соединения  $BeHg_2$  [1, 2].

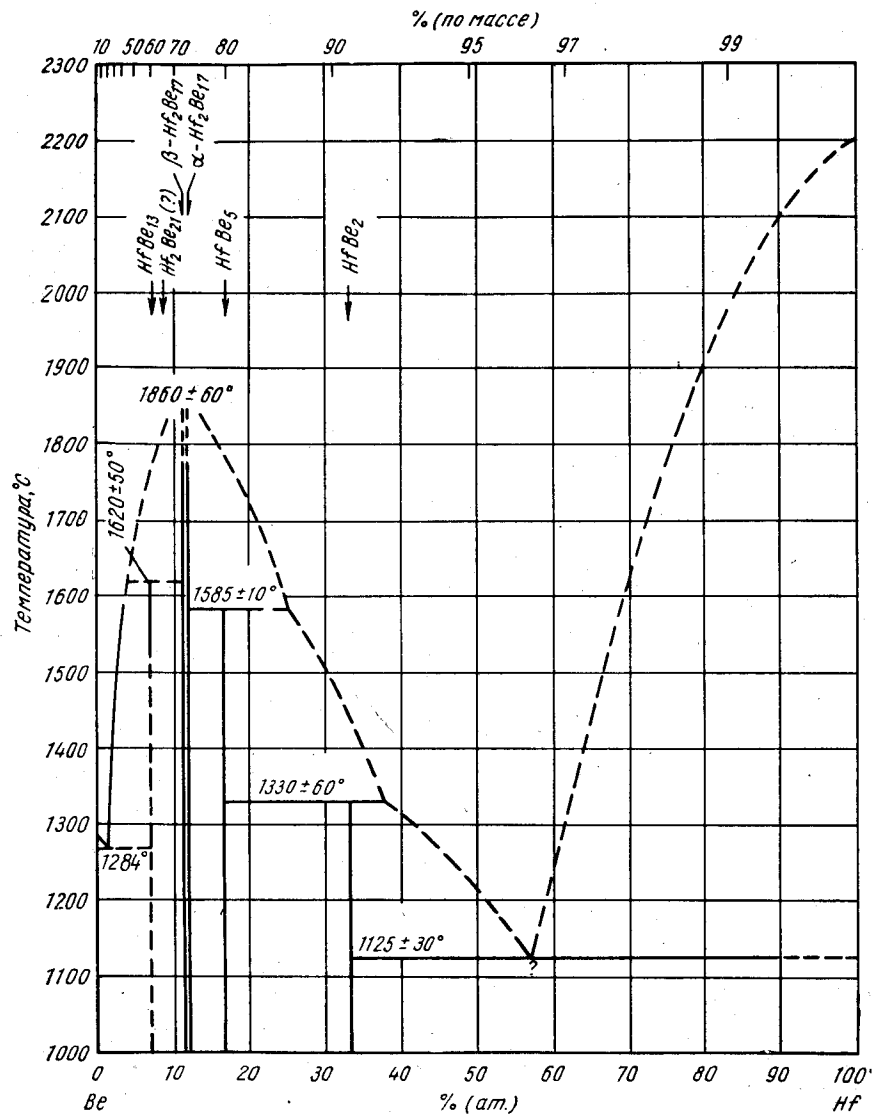


Рис. 81. Ве—Hf

1. Kells M. C. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1957, v. 79, p. 3925.
2. Holden R. B. a. o. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, 2d. Geneva, 1958, v. 4, p. 306—308.

2,8948  
1,1052

### Be—In. Бериллий—индий

Растворимость Be в жидком In тщательно исследована в работе [1] химическим анализом жидких проб. Система Be—In относится к числу систем с монотектическим и эвтектическим превращениями (рис. 82). Какая-либо взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии не обнаружена. Для определения положения двух горизонталей использован термический анализ.

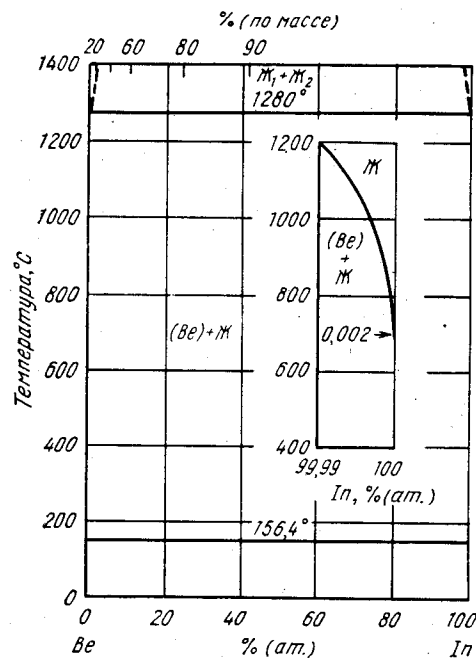


Рис. 82. Be—In

1. Elliott R. O., Cramer E. M. U. S. At. Energy Comm. AECU—3022, 1952, 10p.

0,3626  
1,6374

### Be—K. Бериллий—калий

Диаграмма состояния Be—K неизвестна. Определено установлено существование соединения  $KBe_2$  с г. ц. к. структурой типа  $MgCu_2$  [1].

1. Jäneske E. Kurzgefasstes Handbuch aller Legierungen, Karl Winter Universitätsverlag. Heidelberg, 1949; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I, Физматгиз, 1959, с. 588.

2,8122  
1,1878

### Be—La. Бериллий—лантан

Соединение  $LaBe_{13}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $NaZn_{13}$  с периодом 10,44 Å и плавится при температуре  $>1720^\circ C$  [1, 2]. Предполагается [3, 4], что La может понижать температуру превращения  $\beta \leftrightarrow \alpha$  в Be, но для подтверждения этого необходимы дальнейшие исследования.

1. Paine R. M. a. o. WADC Tech. Rept. 59—29, pt. 1, 1959; См. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд. «Мир», 1965, с. 115.
2. Paine R. M., Garrabine J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.
3. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, 4 p.
4. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34 p.

188

0,1133  
1,8867

### Be—Li. Бериллий—литий

Химический анализ жидких сплавов, приведенных в состояние равновесия, показывает, что растворимость Be в Li при температуре  $1000^\circ C$  составляет примерно 0,17% (ат.) [0,22% (по массе)] [1]; для приведения сплавов в равновесное состояние требовалось 200 ч. Рентгеновское исследование показало, что в системе Be—Li соединения не образуются [2].

1. Бычков Ю. Ф. и др. Атомная энергия, 1959, т. 7, с. 531—536.
2. Yans F. M. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1240, 1960, p. 27.

1,5689  
0,4311

### Be—Mg. Бериллий—магний \*

Структура  $MgBe_{13}$  независимо определена в работе [1] как г. ц. к. типа  $NaZn_{13}$ ; период решетки оказался равным  $10,16 \pm 0,01$  Å, что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [9]).

В работе [2] показано, что  $MgBe_{13}$  находится в равновесии с расплавленным Mg. Спектральный анализ проб расплава, приведенного в равновесное состояние в инертной атмосфере, показывает, что растворимость Be в Mg при температуре  $700^\circ C$  составляет 0,027—0,040% (ат.) [0,01—0,015% (по массе)] и при  $780^\circ C$  0,081—0,11% (ат.) [0,03—0,04% (по массе)].

1. Elliott R. O. a. o. U. S. At. Energy Comm. LA 2184, 1958, 10p.
2. Синельников К. Д. и др. В кн. Proc. U. N. Conf. Peaceful Uses At. Energy, 2d. Geneva, 1958, v. 5, p. 234—240.

1,2151  
0,7849

### Be—Mn. Бериллий—марганец \*

В работах [1—3] исследовали 22 сплава системы Be—Mn в интервале концентраций 22,5—93,0% (ат.) Be и пришли к выводу, что имеются еще два соединения, устойчивые при температуре  $400^\circ C$ :  $MnBe_2$  [63,5—73,3% (ат.) Be] с гексагональной решеткой типа  $MgZn_2$ ;  $MnBe_3$  [89,0—89,8% (ат.) Be] с г. ц. к. решеткой типа  $MgCu_2$  и периодом 5,931 Å. При температуре  $1100^\circ C$   $MnBe_3$  имеет широкую область гомогенности [75—92,8% (ат.) Be] [2]. В работе [2] систему Be—Mn сравнивают с системой Be—Fe. В работе [4], однако, сообщают о соединении  $MnBe_{12}$  с о. ц. к. тетрагональной решеткой типа  $MoBe_{12}$ ;  $a = 7,276 \pm 0,005$  Å,  $c = 4,256 \pm 0,005$  Å.

1. Крипьякевич П. И., Гладышевский Е. И. ДАН УССР, 1955, вып. 2, с. 154—155.
2. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.
3. Черкашин Е. Е. и др. Доклады Львовск. Гос. Университета, 1957, т. 7, вып. 3, с. 180—183.
4. Von Batchelder F. W., Raeuchle R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.

2,9728  
1,0272

### Be—Mo. Бериллий—молибден \*

По крайней мере два новых соединения идентифицированы в системе Be—Mo:  $Mo_3Be$  [1] и  $MoBe_{20}$  [1] или  $MoBe_{28}$  [2].  $MoBe_{28}$  обнаружен в диффузионных образцах, отожженных при температурах 1050—1200° C, но не при 950° C, где обнаружены только  $MoBe_2$  и  $MoBe_{12}$ . В работе [3] «подтверждено», что при комнатной температуре существуют только два соединения:  $MoBe_2$  и  $MoBe_{12}$ . Данных

189

о соединениях  $\text{MoBe}_{20}$  и  $\text{MoBe}_{22}$  недостаточно для того, чтобы можно было сказать, являются ли они одним и тем же соединением или нет; однако они имеют г. ц. к. решетку. Температуры плавления  $\text{MoBe}_2$  и  $\text{MoBe}_{12}$  соответственно равны 1840 [4] и  $\sim 1700^\circ\text{C}$  [5].

Существование  $\text{MoBe}_{12}$  подтверждено в работах [2, 3, 6, 7];  $\text{MoBe}_{12}$  имеет о. ц. тетрагональную решетку типа  $\text{ThMn}_{12}$ ;  $a = 7,286 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,242 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [6] или  $a = 7,285 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,264 \text{ \AA}$  [2]. Установлено, что  $\text{Mo}_3\text{Be}$  имеет кубическую структуру, относящуюся к пространственной группе  $Pm\bar{3}n$ ,  $a = 4,89 \text{ \AA}$ ;  $\text{MoBe}_{20}$  имеет г. ц. к. структуру, относящуюся к пространственной группе  $Fd\bar{3}m$  или  $Fd\bar{3}$ ,  $a = 11,64 \text{ \AA}$ ; наконец,  $\text{MoBe}_{28}$ , как установлено, имеет также г. ц. к. решетку [2].

1. Paine R. M., Saggavine J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.
2. Аржаный П. М. Сб. «Исследования жаропрочных сплавов». Институт металлургии им. А. А. Байкова. Изд-во АН СССР, 1959, вып. 4, с. 343—345; 1959, вып. 5, с. 199—202.
3. Zalkin A., Sands D. E. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5988—T, 1960, 6 p.
4. Paine R. M. a. o. WADC Tech. Rept. 59—29, 1960, pt. II and I; см. Lewis J. R. J. Metals, 1960, v. 13, p. 357—362.
5. Стоунхауз А. Дж. и др. Сб. «Механические свойства металлических соединений». Металлургиздат, 1962, с. 222—235.
6. Гладышевский Е. И., Крипякевич П. И. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 742—745.
7. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.

1,8085  
0,1915

#### Ве—N. Бериллий—азот \*

Азид  $\text{Be}(\text{N}_3)_2$  получают химическим путем [1]. При нагреве кубического нитрида  $\text{Be}_3\text{N}_2$  до температур  $>1400^\circ\text{C}$  образуется гексагональная модификация ( $a = 2,841 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,693 \text{ \AA}$ ), относящаяся к пространственной группе  $P6_3/mmc$  [2]. Кремний действует как минерализатор, ускоряя образование гексагональной структуры.

1. Wiberg E., Michaud H. Z. Naturforsch., 1954, Bd 9b, S. 502.
2. Eckerlin P., Rabinan A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1960, Bd 304, S. 218—229; Rabinan A., Eckerlin P. «Special Ceramics» (Proceedings Symposium British Ceramic Research Association, Stoke-on-Trent, 1959), Academic Press Inc. N. Y., 1960, p. 136—143.

2,9868  
1,0132

#### Ве—Nb. Бериллий—ниобий \*

Известны следующие соединения в системе Ве—Nb:  $\text{Nb}_3\text{Be}_2$  [1],  $\text{NbBe}_2$  [2, 3],  $\text{NbBe}_3$  [2],  $\text{NbBe}_5$  [3],  $\text{NbBe}_8$  [3],  $\text{Nb}_2\text{Be}_{17}$  [4] и  $\text{NbBe}_{12}$  [3, 5—10]. Соединения, о которых сообщается в работе [3], были установлены с помощью рентгеновского анализа диффузионной пары; существование этих соединений следует рассматривать условно.  $\text{Nb}_3\text{Be}_2$  имеет тетрагональную решетку типа  $\text{U}_3\text{Si}_2$ ;  $a = 6,49 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,35 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [1].  $\text{NbBe}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодом  $6,535 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [2]. В работе [3] при исследовании образцов, отрезанных от диффузионной пары, обнаружили  $\text{NbBe}_2$  с гексагональной решеткой;  $a = 4,525 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,402 \text{ \AA}$ .

$\text{NbBe}_5$  имеет ромбоэдрическую решетку, относящуюся к пространственной группе  $R\bar{3}m$ ;  $a = 7,495 \pm 0,007 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 35,43 \pm 0,04^\circ$ ; эквивалентная гексагональная элементарная ячейка имеет следующие размеры:  $a = 4,561 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 21,05 \pm 0,02 \text{ \AA}$  [2]. Данное соединение не наблюдали в работе [3] при исследовании диффузионной пары.

190

Соединение  $\text{NbBe}_8$  присутствовало в диффузионной паре, но структуру этого соединения не определяли [3].

$\text{Nb}_2\text{Be}_{17}$  имеет ромбоэдрическую решетку, относящуюся к пространственной группе  $R\bar{3}m$ ;  $a = 5,599 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 82,84^\circ$ . Эквивалентная гексагональная элементарная ячейка имеет следующие размеры:  $a = 7,409 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,84 \text{ \AA}$  [4]. Температура плавления соединения неизвестна, но, вероятно, она выше  $1700^\circ\text{C}$  [11].

Установлено [3], что соединение  $\text{NbBe}_8$  имеет гексагональную решетку;  $a = 7,58 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,75 \text{ \AA}$ ; наиболее вероятно, это соединение имеет стехиометрический состав  $\text{Nb}_2\text{Be}_{17}$ .

$\text{NbBe}_{12}$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $\text{ThMn}_{12}$ ;  $a = 7,372 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,256 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [6, 7];  $a = 7,376 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,258 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [9] или  $a = 7,391 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,289 \text{ \AA}$  [3]. Температура плавления  $\text{NbBe}_{12}$  составляет  $1704^\circ\text{C}$  [11].

В работах [1, 5] наблюдали неидентифицированную фазу при исследовании соединения  $\text{Nb}_3\text{Be}_2$ . Неизвестная фаза имеет г. ц. к. решетку с периодом  $10,94 \text{ \AA}$  и, по-видимому, является посторонней примесью, поскольку вычисление объема показывает, что это не интерметаллическое соединение Ве с Nb.

Явные расхождения между данными работ [2, 4, 5] и [3] можно согласовать только частично. Соединение  $\text{NbBe}_8$ , наблюдавшееся в работе [3], несомненно, представляет собой  $\text{Nb}_2\text{Be}_{17}$  из работы [4].  $\text{NbBe}_2$  из работы [3], возможно, является  $\text{NbBe}_5$ , наблюдавшимся в работе [2], поскольку периоды их решеток близки, хотя разницу в периодах объяснить не так просто. Предпочтительнее данные работ [2, 4, 5], потому что объектом исследования в этих работах были именно эти соединения, тогда как в работе [3] главным образом изучали диффузионные явления; анализ же образцов, взятых из диффузионных пар, может служить источником ошибок. Имеется очевидная необходимость в дальнейшем исследовании системы Ве—Nb.

1. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 160.
2. Sands D. E. a. o. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 461—464.
3. Аржаный П. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, вып. 2, с. 119—121.
4. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 713—715.
5. Zalkin A., Sands D. E. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5988—T, May 24, 1960.
6. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. ДАН СССР, 1955, т. 104, с. 82—84.
7. Черкашин Е. Е. и др. Доклады Львовск. Гос. Университета, 1957, т. 7, вып. 3, с. 180—183.
8. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.
9. Von Batchelder F. W., Raschle R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.
10. Shubl W., Dicketson R. F. U. S. At. Energy Comm. BMJ—1327, 1959, 18p.
11. Стоунхауз А. Дж. и др. Сб. «Механические свойства металлических соединений». Металлургиздат, 1962, с. 222—235.

1,1863  
0,8137

#### Ве—Ni. Бериллий—никель \*

Фазовые равновесия в сплавах, богатых Ве, повторно исследованы с целью изучения высокотемпературной аллотропии Ве. В работе [1] использовали термический, рентгеновский и металлографический анализы; установлено, что Ni заметно растворяется в  $\beta$ -Ве, вызывая образование эвтектоида при температуре  $1065^\circ\text{C}$ . Данные более старой работы [2], в которой растворимость Ni в Ве определяли методом диффузионного насыщения, объединены в диаграмму состояния Ве—Ni (рис. 83). Эта диаграмма состояния построена по данным работ [1, 2], согласующихся относительно существования эвтектики, которая дается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 165).

191



Сообщается [3], что сплав с 8,46% (ат.) Ni является заэвтектидным; это позволяет уточнить составы отдельных точек на равновесной диаграмме состояния. Исходными материалами для приготовления сплавов [1—3] служили Be и Ni чистотой соответственно 99,6 и 99,94%. В работе [4] закаляли сплав с 10% (ат.) [42% (по массе)] Ni и обнаружили фазу с г. ц. к. решеткой и периодом 4,05 Å; названную фазу следует рассматривать как неравновесную до тех пор, пока не будет проведено более тщательное исследование.

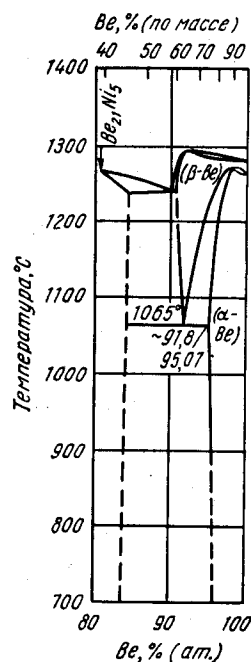


Рис. 83. Be—Ni

1. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, 44p.
2. Gelles S. H. a. o. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 695—702.
3. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34p.
4. Jordan C. B. Monthly Progr. Rept. (for August, 1961) Contract AF 33 (616)— 8011, 1961, 3p. Tech. Abstr. Bull. U62—2—2, Apr. 15, 1962, 47 (AD 270977).

1,7508  
0,2492

### Be—O. Бериллий—кислород \*

Кроме BeO, в литературе сообщается о соединениях Be<sub>2</sub>O [1] и BeO<sub>2</sub> [2]. При нормальных условиях соединение Be<sub>2</sub>O устойчиво [1]. Периоды гексагональной решетки BeO типа ZnS (вюрцита) определены повторно:  $a = 2,698 \text{ Å}$ ,  $c = 4,379 \text{ Å}$  [3];  $a = 2,697_5 \text{ Å}$ ,  $c = 4,376_8 \text{ Å}$  [4] или  $a = 2,6981 \pm 0,0001 \text{ Å}$ ,  $c = 4,3767 \pm 0,0010 \text{ Å}$  [5]. Показано, что период  $a$  минимален, когда температура обжига равна 1000°C [6]. Температура плавления BeO дается равной 2547 ± 9 [7], 2250 ± 25 [8] и 2570 ± 30°C [9].

1. Амоненко В. М. и др. ДАН СССР, 1959, т. 128, с. 977; см. Будников П. П., Беляев Р. А. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 1921—1940.
2. «High Temperature Technology» Campbell J. E. ed. John Wiley and Sons. Inc., N. Y., 1956.
3. Jeffrey C. A. a. o. J. Chem. Phys., 1956, v. 25, p. 1024—1031.
4. Rau R. C. Crystol Front, 1961, v. 2, p. 10—12.
5. Norton J. J. a. o. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, 2d., Geneva, 1958, v. 5, p. 345—367.
6. Quirk J. F. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1957, v. 40, p. 416.
7. Кандыба В. В. и др. ДАН СССР, 1960, т. 131, с. 566—567.
8. Long R. E., Schonfeld H. Z. Reactor Handbook, v. 3, Materials, sec. I, General Properties, U. S. At. Energy Comm. AECG—3647, 1955, p. 41—50.
9. Ольшанский Я. И. ДАН СССР, 1958, т. 59, с. 1105; см. [7].

2,8267  
1,0738

### Be—Pd. Бериллий—палладий \*

В работе [1] указывается, что Pd понижает температуру аллотропического превращения  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  в Be.

Рентгеновский анализ монокристаллов показывает существование PdBe<sub>13</sub>, имеющего о. ц. тетрагональную решетку типа ThMn<sub>13</sub>;  $a = 7,271 \pm 0,005 \text{ Å}$ ,

$c = 4,251 \pm 0,005 \text{ Å}$  [2]. Подтверждено [2, 3] существование PdBe<sub>5</sub> с г. ц. к. решеткой типа MgCu<sub>2</sub> и периодом 5,969 Å [2].

1. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, p. 44.
2. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 122.
3. Крипьякевич П. И., Черкашин Е. Е. Успехи химии, 1950, т. 19, с. 361—368; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I. Физматгиз, 1959, с. 639.

2,8327  
1,3673

### Be—Po. Бериллий—полоний

Согласно работе [1], в системе Be—Po существует соединение BePo, имеющее г. ц. к. решетку типа ZnS с периодом 5,838 ± 0,006 Å.

1. Witte man W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—440.

2,6643  
1,3357

### Be—Pt. Бериллий—платина \*

В работе [1] указывается, что Pt «может» в заметных количествах растворяться в  $\beta$ -Be и понижать температуру его аллотропического превращения  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ .

Существование PtBe<sub>12</sub> с о. ц. тетрагональной структурой установлено рентгеновским анализом выделенных монокристаллов [2]; периоды решетки этого соединения равны:  $a = 7,237 \pm 0,005 \text{ Å}$ ,  $c = 4,252 \pm 0,005 \text{ Å}$ . В работе [2] также определяли постоянную кубической решетки другого соединения ( $a = 6,004 \text{ Å}$ ), которая незначительно отличается от периода, рассчитанного по порошковой рентгенограмме. По аналогии с системой Be—Pd можно предполагать, что это соединение представляет собой PtBe<sub>5</sub> с г. ц. к. решеткой типа MgCu<sub>2</sub>.

Соединение Pt<sub>5</sub>Be<sub>21</sub> однотипно с  $\gamma$ -Ni<sub>5</sub>Zn<sub>21</sub> [3] (фазой типа  $\gamma$ -латуни с о. ц. к. решеткой).

1. Pickett J. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1252, 1961, 34 p.
2. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 122.
3. Бокый Г. Б. Введение в кристаллохимию. Изд. МГУ, 1954, с. 298; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I, Физматгиз, 1959, с. 640.

2,5711  
1,4289

### Be—Pu. Бериллий—плутоний \*

Диаграмма состояния Be—Pu, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 166а), взята из работы советских исследователей. В настоящее время эта диаграмма состояния построена также в работах [1—3]. Диаграмма состояния Be—Pu, построенная в работах [5, 6] американскими исследователями, имеет в общих чертах то же строение. Температуры фазовых превращений в Pu в твердом состоянии, изображаемые изотермами, которые появились в американском варианте диаграммы состояния Be—Pu, близки, однако, к данным работы [7]: 122 ± 2° С для  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ , 206 ± 3° С для  $\beta \rightleftharpoons \gamma$ , 319 ± 5° С для  $\gamma \rightleftharpoons \delta$ , 451 ± 4° С для  $\delta \rightleftharpoons \delta'$ , 476 ± 5° С для  $\delta' \rightleftharpoons \epsilon$  и 639,5 ± 2° С для  $\epsilon \rightleftharpoons \zeta$ . Ликвидус диаграммы состояния, построенной в работах [4, 5], дается полностью пунктиром.

Все исследователи сообщают, что взаимная растворимость Be и Pu невелика. Предполагается, что между соединением Be<sub>13</sub>Pu и Be, возможно, имеется область ограниченной растворимости компонентов в жидком состоянии [2, 4]. Возможность существования этой области также отмечается в работе [8].

В системе Ве—Ru существует только одно соединение Ве<sub>13</sub>Ru. Для этого соединения приводятся различные значения периода его г. ц. к. решетки, но все данные неплохо согласуются между собой. Лучше всего данные о кристаллической структуре соединения Ве<sub>13</sub>Ru (очевидно, имеющего область гомогенности) обобщены в работе [9], из которой взяты следующие значения периода решетки:  $10,282 \pm 0,001$  А [11] и  $10,284 \pm 0,001$  А (при избытке Ве) [10];  $10,278 \pm 0,001$  А (при избытке Ru) [10]. Анализ кристаллической структуры Ве<sub>13</sub>Ru можно найти в других работах [11, 12].

1. Schonfeld F. W. В кн. «The Metal Plutonium», eds. A. S. Coffinberry, W. N. Miner. University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 255—264.
2. Бочвар А. А. и др. Атомная энергия, 1958, т. 5, № 1, с. 5—23.
3. Бочвар А. А. и др. Труды Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых. т. 3. Ядерное горючее и реакторные материалы. Атомиздат, 1959, с. 376.
4. Конобеевский С. Т. U. S. At. Energy AEC—tr—2435, pt 2, 1956, p. 207—214 (перевод на английский язык работы [2] в справочнике М. Хансена и К. Андерко, т. 1).
5. Schonfeld F. W., а. о. «Metallurgy and Fuels». Progress in Nuclear Energy, Ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.
6. Schonfeld F. W. В кн. «The Metal Plutonium», eds. A. S. Coffinberry, W. N. Miner. University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 250—254.
7. Zachariazen W. H. Там же, p. 99—111.
8. Runnalls O. J. C., Boucher R. R. Canad. J. Phys., 1956, v. 34, p. 949—958.
9. Ellinger F. H. В кн. «The Metal Plutonium», eds. A. S. Coffinberry, W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 281—308.
10. Runnalls O. J. S., Canad. J. Chem., 1956, v. 34, p. 133—145.
11. Coffinberry A. S., Ellinger F. H. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 138—146.
12. Ахачинский В. В., Копытин Л. М. Атомная энергия, 1960, т. 9, с. 504—505.

2,6846  
1,3154

### Ве—Re. Бериллий—рений \*

При исследовании диаграммы состояния Ве—Re [1] часть сплавов готовили методом плавки [0 — 33,3% (ат.) Re], часть — спеканием [33,3—100% (ат.) Re]. Обнаружено только одно соединение ReВе<sub>2</sub>. Предельная взаимная растворимость компонентов оценена по данным измерения микротвердости. В Ве растворяется ~1% (ат.) Re, а в Re — соответственно 10% (ат.) Ве. ReВе<sub>2</sub> имеет область гомогенности в пределах 30—40% (ат.) Re. Кривая ликвидуса богатых Ве сплавов быстро идет вверх при добавках Re:

Содержание, % (ат.)	0	0,01	0,10	0,50	1	2	5
Температура, °С	1280	1400	1450	1550	1740	1780	1840

На основе анализа этих данных в работе [1] пришли к выводу, что при затверждении сплавов происходит перитектическая реакция. Очевидно, этот вывод не обязателен.

Сообщается [2] о существовании второго соединения с примерной формулой ReВе<sub>20</sub>; соединение имеет г. ц. к. решетку, относящуюся к пространственной группе Fd3 или Fd3m; период решетки равен 11,54 А.

1. Буланов В. Н., Францевич И. Н. Вопросы порошковой металлургии и прочности материалов. Изд. АН УССР, 1958, т. 6, с. 32—35.
2. Paine R. M., Sargrobin J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.

194

2,9476  
1,0524

### Ве—Ru. Бериллий—рутений \*

Растворимость Ru в Ве в твердом состоянии незначительна [1].

1. Stacy J. T. In Reactor Handbook, v. 3, «Materials», Sec. I, General Properties, U. S. At. Energy Comm. AEC D 3647, 1955, p. 92.

1,5063  
0,4937

### Ве—Si. Бериллий—кремний \*

Измерения периодов решетки сплавов Ве—Si, выплеснутых на медную водоохлаждаемую плиту, свидетельствуют о незначительной растворимости Ве в Si в твердом состоянии [1].

Термический анализ показывает, что Si уменьшает область твердых растворов на основе β-Ве [2]. Исходя из того, что Ag и Cr также уменьшают область твердых растворов на основе β-Ве, в работе [2] предложена перитектическая реакция  $\text{Ж} + \beta\text{-Ве} \rightarrow \alpha\text{-Ве}$ . В работе [3] рентгеновским и микроскопическим анализами подтверждено, что в системе Ве—Si соединения отсутствуют и что растворимость Si в Ве составляет 0,31% (ат.) [0,97% (по массе)].

1. Jordan C. B. Monthly Progr. Rept. (for November, 1961), Contract AF 33 (616)—8011, 1961, 2 p. Tech. Abst. Bull. U62—1—4, 1962, p. 96 (AD 268088).
2. Gelles S. H. а. о. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 33, 11 p. Gelles S. H. Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, 44 p.
3. Hindle E. D., Slattery G. F. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium, London, 1961, Preprint № 8, 8 p.

2,8804  
1,1196

### Ве—Sn. Бериллий—олово \*

Диаграмма состояния Ве—Sn (рис. 84) построена в работе [1]. Результаты этого тщательного исследования свидетельствуют об отсутствии растворимости Sn в Ве в твердом состоянии. Растворимость Ве в жидком Sn определена методом фильтрации.

1. Elliott R. O., Cramer E. M. U. S. At. Energy Comm. AECU—3022, 1952, 10 p.

2,6975  
1,3025

### Ве—Ta. Бериллий—тантал \*

В системе Ве—Ta идентифицировано пять соединений: Та<sub>3</sub>Ве<sub>2</sub>, ТаВе<sub>2</sub>, ТаВе<sub>3</sub>, Та<sub>2</sub>Ве<sub>17</sub> и ТаВе<sub>12</sub>. Та<sub>3</sub>Ве<sub>2</sub> имеет тетрагональную решетку типа U<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>;  $a=6,50$  А;  $c=3,32$  А; ТаВе<sub>2</sub> —

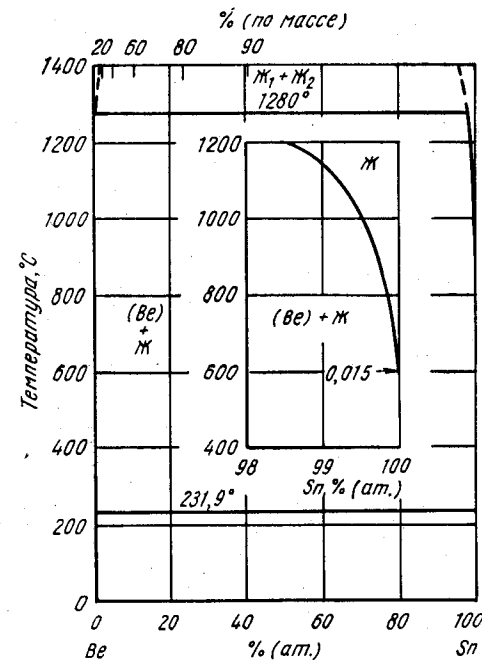


Рис. 84. Ве—Sn

г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом 6,51 А;  $TaBe_3$  — ромбоэдрическую решетку типа  $NbBe_3$ ;  $a = 4,53$  А,  $c = 20,95$  А (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки) [1];  $Ta_2Be_{17}$  — ромбоэдрическую решетку типа  $Nb_2Be_{17}$ ;  $a = 7,388$  А,  $c = 10,74$  А (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки) [1] или  $a = 7,39$  А,  $c = 10,76$  А [2];  $TaBe_{12}$  — о. ц. тетрагональную решетку типа  $ThMn_{12}$  [3—5];  $a = 7,337 \pm 0,004$  А,  $c = 4,255 \pm 0,002$  А [3] или  $a = 7,334 \pm 0,005$  А,  $c = 4,267 \pm 0,005$  А [5].

Температура плавления  $Ta_2Be_{17}$  дается равной  $1980^\circ$  С, а  $TaBe_{12}$  — соответственно  $1850^\circ$  С [6].

1. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 63—65, Zalkin A., Sands D. E. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5988—F, 1960, 6р.
2. Paine R. M., Carrabine J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.
3. Гладышевский Е. И., Крипьякевич П. И. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 742—745.
4. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.
5. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1957, Bd 10, S. 648—649.
6. Стоунхауз А. Дж. и др. Сб. «Механические свойства металлических соединений». Металлургия, 1962, с. 222—235.

2,5892  
1,4108

### Ве—Th. Бериллий—торий \*

Диаграмма состояния Ве—Th (рис. 85) построена методами микроскопического, рентгеновского и термического анализов, а также измерением твердости сплавов, приготовленных из Th и Ве чистой соответственно 99,7 и 99,3% [1].

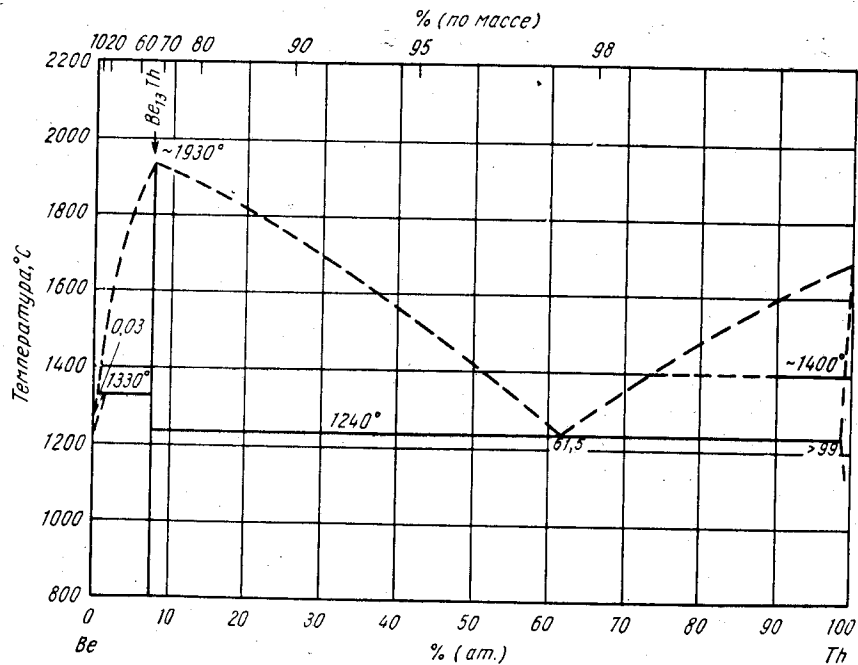


Рис. 85. Ве—Th

Единственная промежуточная фаза находится в эвтектическом равновесии с твердым раствором на основе Th и перитектическом равновесии с твердым раствором на основе Ве. Растворимость Ве в Th при  $1150^\circ$  С составляет  $< 1\%$  (ат.); при комнатной температуре она уменьшается до значений, лежащих за пределами точности измерений. Растворимость Th в Ве при температуре перитектической горизонтали составляет около 0,03 и  $< 0,01\%$  (ат.) ниже  $1250^\circ$  С. Период кубической решетки соединения  $Be_{12}Th$  равен 10,383 А. Диаграмма состояния Ве—Th [1] согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [4]), за исключением состава эвтектики и температуры ее плавления.

1. Бадаева Т. А., Кузнецова Р. И. Сб. «Строение сплавов некоторых систем с ураном и торием», Госатомиздат, 1961, с. 358—368.

1,2745  
0,7255

### Ве—Ti. Бериллий—титан \*

Ориентировочная диаграмма состояния Ве—Ti (рис. 86) построена в работе [1] методами рентгеновского и оптического термического анализа сплавов, приготовленных из Ti чистой 99,5% и менее чистого Ве (98,5%). Приводятся значения

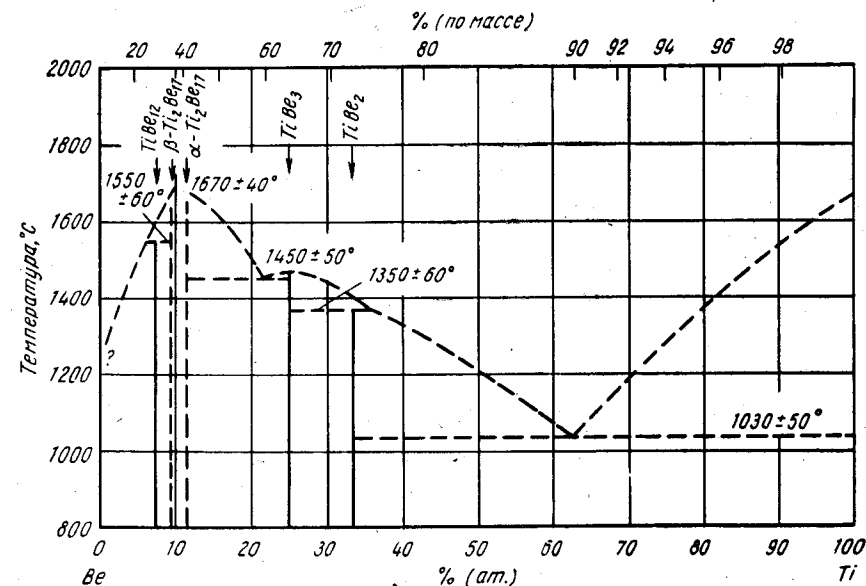


Рис. 86. Ве—Ti

температур плавления только для пяти сплавов, содержащих примерно 7,7; 10; 25; 33,3 и 60% (ат.) Ti; не ясно, были ли приготовлены дополнительные сплавы и пользовались ли микроскопическим методом при построении диаграммы состояния. В работе [2] температура плавления  $TiBe_{12}$  дается равной  $> 1538^\circ$  С, что согласуется с данными работы [1].

В настоящее время в системе Ве—Ti установлено четыре соединения:  $TiBe_2$  [3] (см. также М. Хансена и К. Андерко);  $TiBe_3$  [3],  $Ti_2Be_{17}$  [1, 3—5] и  $TiBe_{12}$  [3] (см. также М. Хансена и К. Андерко). Согласно работам [1, 3],  $Ti_2Be_{17}$  существует в двух полиморфных модификациях:  $\alpha$ - $Ti_2Be_{17}$  (модификация, богатая Ti) и  $\beta$ - $Ti_2Be_{17}$  (модификация, богатая Ве); рентгенограммы свидетельствуют об одновременном сосуществовании обеих модификаций [1]. В рабо-

тах [1, 3] отсутствуют сведения о  $Ti_4Be_3$ , существование которого предполагают М. Хансен и К. Андерко (см. т. I [1]).

$Ti_2Be_3$  имеет ромбоэдрическую решетку, изоморфную с решеткой  $Nb_2Be_3$ ;  $a = 4,49 \text{ \AA}$ ,  $c = 21,32 \text{ \AA}$  (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки) [3].

$\alpha$ - $Ti_2Be_{17}$  имеет ромбоэдрическую решетку, изоморфную с решеткой  $Nb_2Be_{17}$ ;  $a = 7,392 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,79 \text{ \AA}$  [3];  $a = 7,40 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,84 \text{ \AA}$  [4];  $a = 7,3 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,73 \text{ \AA}$  [5] (все значения периодов решетки даны для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки).  $\beta$ - $Ti_2Be_{17}$  имеет гексагональную решетку, изоморфную с решеткой  $Th_2Be_{17}$ ;  $a = 7,36 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,30 \text{ \AA}$  [3].

1. Bedford R. G. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5991—Т, 1960, 8р.
2. Стоунхауз А. Дж. и др. Сб. «Механические свойства металлических соединений», Металлургиздат, 1962, с. 222—235.
3. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 63—65; Zalkin A., Sands D. E. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5988—Т, 1960, 6р.
4. Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 267—268.
5. Paine R. M., Carrabine J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.

1,2477  
0,7523

### Ве—V. Бериллий—ванадий \*

V не растворяется в заметных количествах в  $\beta$ -Ве; твердый раствор на базе  $\beta$ -Ве не сохраняется при закалке [1]. Температура плавления фазы  $VBe_{12}$  равна  $\sim 1700^\circ \text{C}$  [1, 2].

$VBe_{12}$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, изоморфную с решеткой  $ThMn_{12}$  [3—6];  $a = 7,266 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,184 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [4, 5] или  $a = 7,278 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,212 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3].

1. Gelles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ — 1218, 1960, 44 p.; Gelles S. H. a. o. Institute of Metals Conference on Metallurgy of Beryllium. London, 1961, Preprint № 33 p.
2. Lims J. R. J. Metals, 1961, v. 13, p. 357—362.
3. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.
4. Крипякевич П. И., Гладышевский Е. И. ДАН СССР, 1955, т. 104, с. 82—84.
5. Черкашин Е. Е. и др. Доклады Львовск. Гос. Университета, 1957, т. 7, № 3, с. 180—183.
6. Черкашин Е. Е. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.

2,6902  
1,3098

### Ве—W. Бериллий—вольфрам \*

Установлено, что  $WBe_{12}$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $ThMn_{12}$  [1—3];  $a = 7,234 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,232 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1] или  $a = 7,362 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,216 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3].

Сообщается [4] о соединении с более высоким содержанием Ве, ориентировочно обозначенном  $WBe_{20}$ ; это соединение имеет кубическую решетку с периодом 11,64  $\text{\AA}$ .

1. Гладышевский Е. И., Крипякевич П. И. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 742—745.
2. Черкашин Е. Е. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 650—653.
3. Von Batchelder F. W., Rauechle R. F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 648—649.
4. Paine R. M., Carrabine J. A. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 680—681.

198

1,0059  
0,9941

### Ве—Y. Бериллий—иттрий

Диаграмма состояния Ве—Y (рис. 87) взята из работы [1], где она была построена на основе экспериментальных данных работы [2]. В работе [1] оценили, что для построения диаграммы состояния использовали материалы чистотой 99%. Предполагается [2], что превращение  $\alpha \rightarrow \beta$  в Y идет с участием жидкой фазы, т. е. является перитектическим превращением.

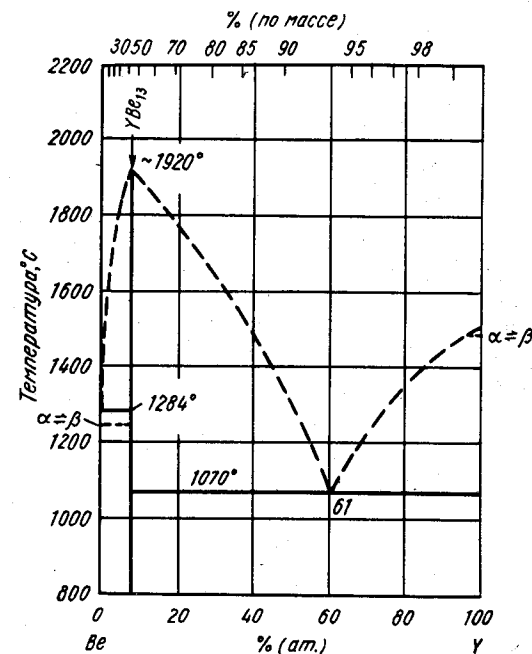


Рис. 87. Ве—Y

$YBe_{13}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $NaZn_{13}$  с периодом  $10,237 \pm 0,003$  [3] или  $10,2408 \pm 0,0006 \text{ \AA}$  [2].

1. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965, с. 116.
2. Лундин К. К. и Клодт Д. Неопубликованные данные, см. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965, с. 279.
3. Chubb W., Dickerson R. F. U. S. At. Energy Comm. BML—1327, 1959, 18 p.

2,7168  
1,2832

### Ве—Yb. Бериллий—иттербий

Схематическая диаграмма состояния Ве—Yb построена в работе [1] методами термического, металлографического и рентгеновского анализа трех сплавов. Судя по всему, соединение, находящееся в равновесии с твердым раствором на основе Ве, представляет собой  $YbBe_{13}$  (по аналогии с другими системами); это

199

соединение однотипно с  $\text{NaZn}_{13}$  и имеет г. ц. к. решетку с периодом 10,3 А. Соединение  $\text{YbBe}_{13}$  плавится конгруэнтно, но температура плавления не установлена. Не установлен также характер трехфазной реакции, происходящей между твердым раствором на основе Ве,  $\text{YbBe}_{13}$  и жидкостью.

Очевидно, имеется небольшая растворимость Yb в Ве в твердом состоянии, либо в высокотемпературной модификации с о. ц. к. решеткой, либо в низкотемпературной модификации с г. к. решеткой. Попытки графически представить растворимость Yb в Ве оказались неудачными из-за присутствия примесей. Обзор по этой системе сделан в работе [2].

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, pt 1, 1960, p. 67—68, 224—226.
2. Лундин К. Е., см. в кн. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Спеддинга и А. Даана. Изд. «Металлургия», 1965, с. 418—419.

1,1394  
0,8608

### Ве—Zn. Бериллий—цинк \*

В работе [1] спекали порошки Ве и Zn [содержащие до 1% (по массе) Zn] при температурах вплоть до 1100° С и не обнаружили каких-либо других фаз, кроме исходных компонентов. Период решетки Ве после спекания не изменялся, что указывает на небольшую растворимость Zn в Ве или отсутствие растворимости. В опытах по осаждению Ве из расплавленных солей на жидком катоде из Zn [2] обнаружили, что в расплавленном Zn при температурах 700—900° С может растворяться 23% (ат.) [5,3% (по массе)] Ве. В работе [2] также показано, что в системе Ве—Zn не образуются интерметаллические соединения и что Zn не растворяется в Ве в твердом состоянии.

1. Yans F. M. U. S. At. Energy Comm NMI—1240, 1960.
2. Ничков И. Ф., Смирнов М. В. Изв. вузов, Цветная металлургия, 1961, вып. 3, с. 105—107.

2,9948  
1,0052

### Ве—Zr. Бериллий—цирконий \*

Фазовые равновесия в системе Ве—Zr исследованы методами металлографического, термического и рентгеновского анализов сплавов, выплавленных в дуговой печи из Zr и Ве чистой соответственно 99,7 и 99,4% [1]. В работе [2] исследовали фазовые равновесия при температурах выше 1500° С в интервале концентраций 5—20% (ат.) Zr; сплавы готовили на основе Zr чистой 99,7% (содержание О неизвестно) и Ве чистой не более 98,5%. В работе [3] на основе изучения процесса спекания построили гипотетическую диаграмму состояния Ве—Zr. Все исследователи согласны, что в системе Ве—Zr существуют четыре интерметаллических соединения и что в Zr-углу системы имеется эвтектика. Диаграмма состояния Ве—Zr (рис. 88) взята из работы [1], где она была построена в результате более детального исследования на более чистых материалах; соединения  $\text{ZrBe}_8$  и  $\text{ZrBe}_9$ , обнаруженные в работе [1], на диаграмме состояния показаны как  $\text{ZrBe}_5$  и  $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$ , что сделано на основе более тщательного изучения кристаллической структуры (см. ниже); на диаграмме состояния отмечена аллотропия Ве.

Из четырех соединений только относительно  $\text{ZrBe}_2$  существует единое мнение у всех исследователей. Общеприняты, как показано в работе [4], соединения  $\text{ZrBe}_5$  и  $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$ ; однако эти же соединения даются также как  $\text{ZrBe}_8$  и  $\text{ZrBe}_9$  [1], что основано главным образом на данных химического и микроскопического анализов в противоположность детальному рентгеновскому исследованию. В работе [5] доказывается, что соединение  $\text{ZrBe}_{13}$  должно быть  $\text{ZrBe}_{12}$ ; из сравнения его рентгенограммы с рентгенограммой  $\text{NbBe}_{12}$  и из соображений о химизме следует, что это соединение имеет о. ц. тетрагональную решетку. Рентгено-

200

грамма, приведенная в работе [5] для этого соединения, не убеждает в правильности вывода. Сказанное выше также противоречит работе [3], в которой сообщается о  $\eta$ -фазе (близкой к  $\text{ZrBe}_{13}$ ), имеющей простую кубическую решетку.

Основные различия между работами [1—2] заключаются в том, что, по данным [1], соединение  $\text{ZrBe}_9$  ( $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$ ) плавится по реакции, обратной перитектической, а по данным [2] — конгруэнтно; температуры плавления этого соединения значительно различаются. Для других соединений приводятся следующие температуры плавления:  $\text{ZrBe}_{13}$ : 1645 [1], 1850 [2] и  $>1930^\circ\text{C}$  [6];  $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$ : 1555 [1], 1850 [2] и  $1930^\circ\text{C}$  [6];  $\text{ZrBe}_5$ : 1475 [1] и  $1620 \pm 20^\circ\text{C}$  [2] и  $\text{ZrBe}_2$ :  $1235^\circ\text{C}$  [1]. По данным работы [2], эвтектика  $\text{ZrBe}_{13}$ — $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$  плавится при температуре  $>1730^\circ\text{C}$ .

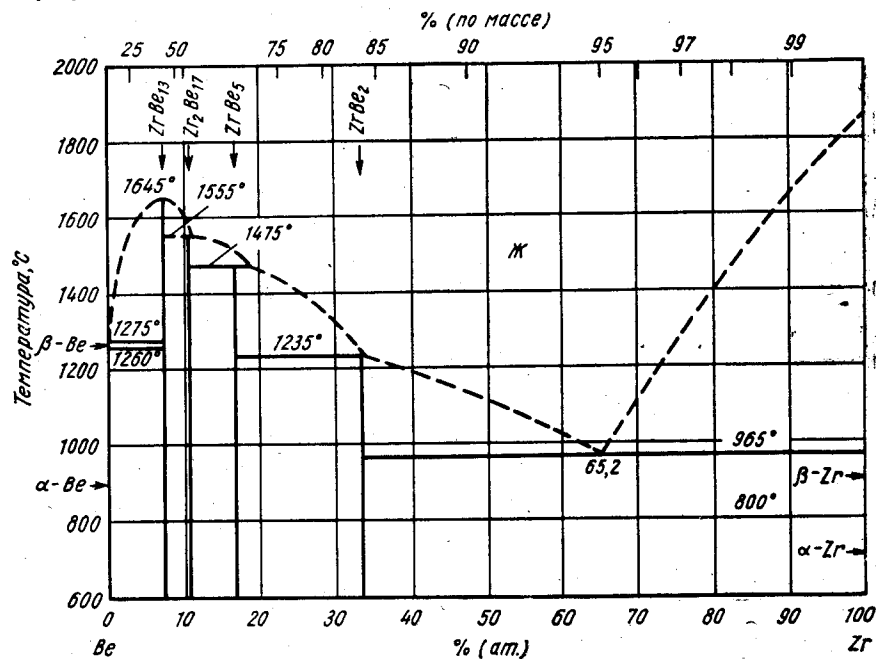


Рис. 88. Ве—Zr

В работе [3] указаны границы областей гомогенности двух самых богатых Ве соединений, но эти данные не подтверждаются в работах других исследователей. Приводятся [1] значения предельной взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии: Ве в  $\beta$ -Zr  $< 2,96\%$  (ат.) [0,3% (по массе)] при  $965^\circ\text{C}$ ; Ве в  $\alpha$ -Zr  $< 1,0\%$  (ат.) [0,1% (по массе)] и Zr в  $\alpha$ -Ве 0,03% (ат.) [0,3% (по массе)]. Реакция между твердым раствором на основе  $\beta$ -Ве и  $\text{ZrBe}_{13}$  с участием жидкой фазы протекает при температуре  $1275^\circ\text{C}$ , жидкая фаза содержит  $>99,95\%$  (ат.) [99,5—100% (по массе)] Ве; тип реакции (эвтектический или перитектический) не установлен. В сплаве с 0,5% (ат.) Zr отмечены термические остановки при температурах 1275 и  $1260^\circ\text{C}$  [7].

Период кубической решетки соединения  $\text{ZrBe}_{13}$  равен 10,009 А [1]; периоды о. ц. тетрагональной решетки  $\text{ZrBe}_{12}$  равны:  $a = 7,48 \pm 0,03$  А,  $c = 4,35 \pm 0,03$  А [5].  $\text{ZrBe}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaZn}_5$ ;  $a = 4,564 \pm 0,002$  А,  $c = 3,485 \pm 0,002$  А;  $\text{Zr}_2\text{Be}_{17}$  — ромбоэдрическую решетку типа  $\text{Nb}_2\text{Be}_{17}$ ;  $a = 7,458 \pm 0,004$  А,  $c = 10,977 \pm 0,010$  А (для эквивалентной утроенной элементарной гексагональной ячейки) [4].

1. Емельянов В. С. и др. Атомная энергия, 1960, т. 9, с. 30—38.
2. Bedford R. G. U. S. At Energy Comm. UCRL—5991—T, 1960, 7 p.
3. Hausner H. H., Kalish H. S. AIME Metallurgical Society Conference, v. 2, «Reactive Metals», Interscience Publishers, Inc., N. Y., 1958, p. 73—92.
4. Zalkin A. a. o. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 700; Zalkin A., Sands D. E. U. S. At. Energy Comm. UCRL—5988—T, 1960, 6 p.
5. Schulb W., Dickerson R. F. U. S. At Energy Comm. BMJ 1327, 1959, 18 p.
6. Стоунхауз А. Дж. и др. Сб. «Механические свойства металлических соединений». Металлургиздат, 1962, с. 222—235.
7. Gilles S. H., Pickett J. J. U. S. At. Energy Comm. NMJ—1218, 1960, 18 p.

0,7172  
1,2828

### Bi—Ca. Висмут—кальций \*

Согласно работе [1], стехиометрический состав соединения  $Ca_3Bi_2$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I) следует изменить на  $Ca_7Bi_4$ . Эта фаза имеет ромбическую решетку;  $a = 8,46 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,69 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,74 \text{ \AA}$ . Структура относится к пространственной группе  $Pnma$  или  $Pna2$ , на элементарную ячейку приходится 33 атома.

1. Brauer G., Muller O. Angew. Chem., 1961, Bd. 73, S. 169.

0,2694  
1,7306

### Bi—Cd. Висмут—кадмий \*

Для определения растворимости Bi в Cd в твердом состоянии использовали метод микротвердости [1]. Полученные результаты представлены на рис. 89. Экстраполяция кривой ограниченной растворимости до эвтектической температуры дает величину максимальной растворимости, равную 2,75% (ат.) Bi. Силитус показан по данным работы [2]. Результаты работ [1, 2] явно противоречат данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [6, 13—20]), которые приводят очень небольшие значения ограниченной растворимости Bi в Cd в твердом состоянии. Для точного изображения границ между фазовыми областями в системе Bi—Cd необходимы дальнейшие исследования.

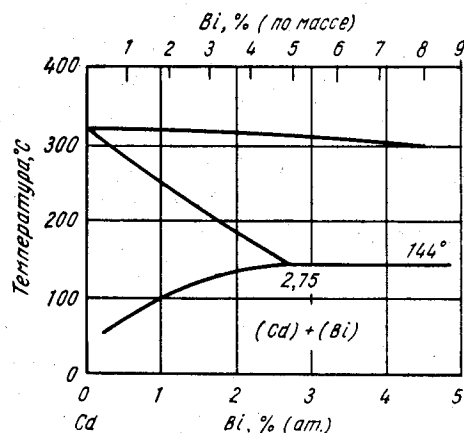


Рис. 89. Bi—Cd

1. Глазов В. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1955, вып. 12, с. 131—135.

2. Новиков И. И. Сб. научных трудов Моск. Института цветн. металлов и золота им. М. И. Калинина, 1952, № 23, с. 24.

1. Глазов В. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1955, вып. 12, с. 131—135.
2. Новиков И. И. Сб. научных трудов Моск. Института цветн. металлов и золота им. М. И. Калинина, 1952, № 23, с. 24.

0,1736  
1,8264

### Bi—Ce. Висмут—церий \*

Фазовые равновесия в системе Bi—Ce повторно исследованы в интервале концентраций 76—100% (ат.) Bi методами термического и металлографического анализов сплавов, приготовленных из Bi и Ce чистотой соответственно 99,99 и 99,9% [1].

202

Построенная в результате исследования диаграмма состояния Bi—Ce (рис. 90) находится в противоречии с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1], рис. 172), которые были получены с использованием гораздо менее чистых материалов. В работе [1] не смогли обнаружить значительной разницы между температурами трехфазной реакции и плавления Bi; следовательно, неясно, является ли эта реакция перитектической или эвтектической. Растворимость Ce в Bi в твердом состоянии крайне мала. При температуре  $910^\circ\text{C}$  образуется  $CeBi_3$  по перитектической реакции. Стехиометрический состав этой фазы установлен тщательным линейным анализом нескольких сплавов; при этом особое внимание уделяли получению однородной микроструктуры [1]. Сообщается (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), что в равновесии с Bi находится фаза  $CeBi_2$ . Растворимость Ce в жидком Bi, по данным работы [1], дается выражением:  $\lg [\% \text{ (по массе) Ce} \cdot 10^{-4}] = 7,74 - 3030/T^\circ\text{K}$ , а в работе [2] — выражением:  $\lg [\% \text{ (по массе) Ce} \cdot 10^{-4}] = 6,91 - 2520/T^\circ\text{K}$ . В работе [3] при повторном анализе данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]) предполагается, что в сплавах, богатых Ce, протекает (близко к 100% Ce) инвариантная реакция при температуре  $797^\circ\text{C}$ , тогда как реакция при температуре  $756^\circ\text{C}$  представляет собой превращение  $\gamma \rightleftharpoons \delta$  в Ce.

BiCe имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,500 \text{ \AA}$  [4].

1. Pleasance R. J. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 45—48.
2. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200, 761—763.
3. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
4. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,6041  
1,3959

### Bi—Cr. Висмут—хром \*

Растворимость Cr в жидком Bi [содержащем 0,05% (по массе) Mg] определена в работе [1] (рис. 91).

1. Weeks J. R. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 341—355.

0,1966  
1,8034

### Bi—Cs. Висмут—цезий \*

Имеются два варианта диаграммы состояния Bi—Cs [1, 2], несколько различающихся строением ликвидуса и солидуса; принципиальная же разница между ними заключается в существовании промежуточных фаз. Диаграмму состояния Bi—Cs, построенную в работе [2] и показанную на рис. 92, следует предпочесть, так как она построена в результате более тщательного экспериментального исследования, выполненного методами термического и рентгеновского анализов. Согласно работе [2], в системе Bi—Cs существуют четыре интерметаллических соединения:  $Cs_3Bi$ ,  $Cs_3Bi_2$ ,  $Cs_5Bi_4$  и  $CsBi_2$ . Существование  $Cs_3Bi$  и  $CsBi_2$  подтвер-

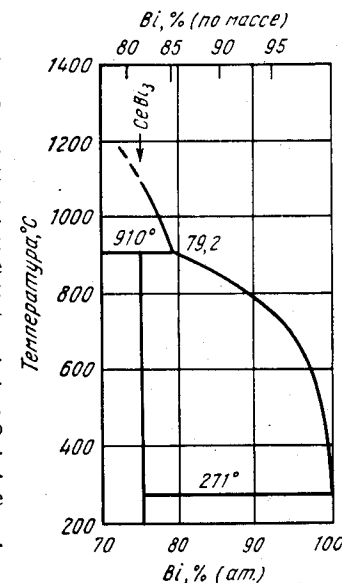


Рис. 90. Bi—Ce

203

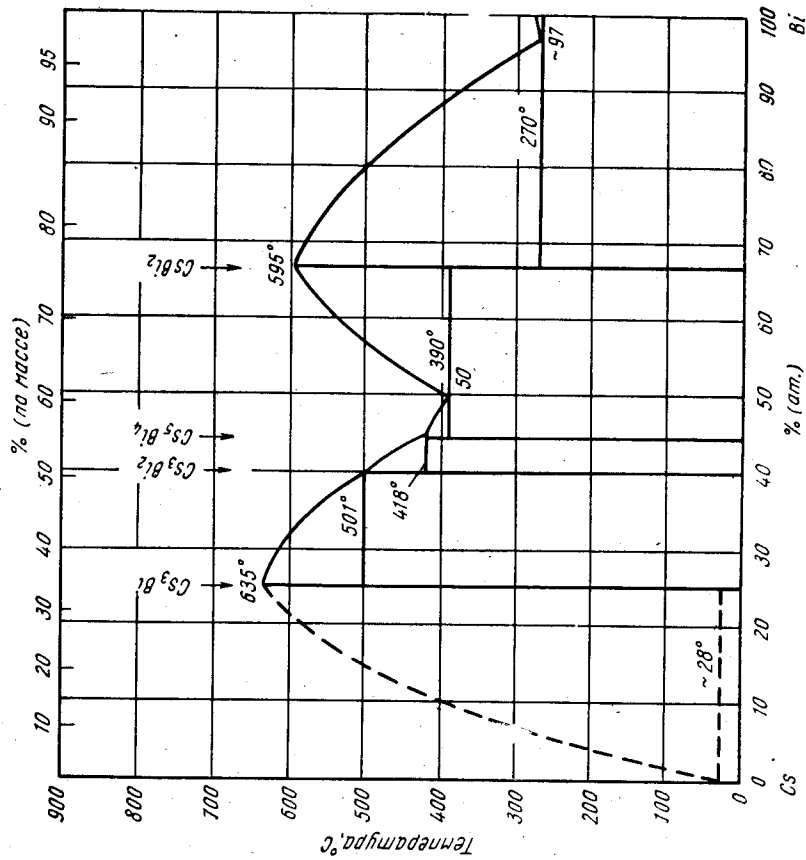


Рис. 92. Bi—Cs

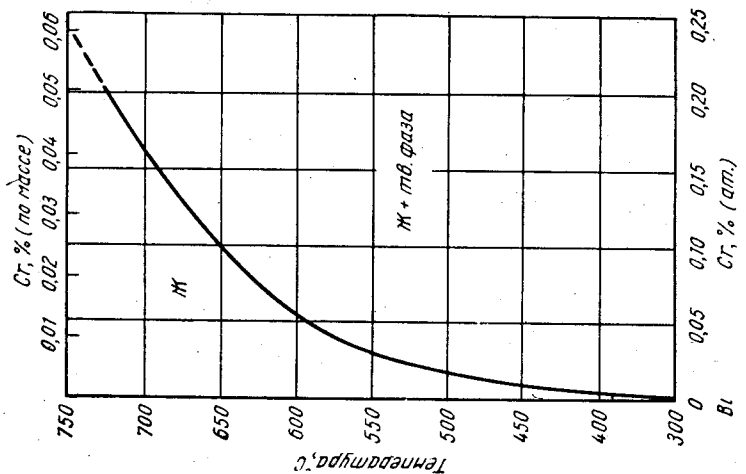


Рис. 91. Bi—Cr

ждено в работе [1], хотя температуры их конгруэнтного плавления отличаются друг от друга (соответственно  $\sim 660$  и  $\sim 630^\circ\text{C}$ ). Предполагается [1], что в интервале концентраций между этими двумя фазами по перитектической реакции образуется другая фаза, но идентифицировать ее стехиометрический состав не смогли. Эвтектическая температура [эвтектика содержит 50% (ат.) Bi] равна  $390^\circ\text{C}$ , что согласуется с данными обеих работ [1, 2]. Эвтектика, богатая Bi, плавится при температуре  $270^\circ\text{C}$  [2], тогда как в работе [1] ее температура плавления определена равной  $\sim 250^\circ\text{C}$ . Признаки существования соединения BiCs отсутствуют (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [3]).  $\text{CsBi}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодом  $9,746\text{ \AA}$ , что согласуется с данными работы [1]; сказанное подтверждается в работе [2], согласно которой  $a = 9,760\text{ \AA}$ .  $\text{Cs}_3\text{Bi}$  имеет кубическую решетку типа  $\text{Cu}_3\text{Au}$  с периодом  $9,31_0$  [3] или  $9,305 \pm 0,006\text{ \AA}$  [4].

1. Журавлев Н. Н. ЖЭТФ, 1958, т. 34, с. 827—829.
2. Gnutzmann G., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 181—188.
3. Gnutzmann G. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1951, Bd 309, S. 210—225.
4. Журавлев Н. Н., Смирнов В. А. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 534—537.

0,5171  
1,4829

### Bi—Cu. Висмут—медь \*

Ликвидус диаграммы состояния Bi—Cu в части, богатой Bi, построен в работах [1, 2]; кривая ликвидуса имеет следующие координаты:  $500^\circ\text{C}$ —95,3% (ат.) Bi [1], 93,9% (ат.) Bi [2];  $400^\circ\text{C}$ —98,1% (ат.) Bi [1], 96,5% (ат.) Bi [2] и  $300^\circ\text{C}$ —99,25% (ат.) Bi [1], 98,6% (ат.) Bi [2]. В работе [2] вычислили, что эвтектика содержит 99,31% (ат.) Bi и плавится при температуре  $270^\circ\text{C}$ .

Растворимость Bi в Cu в твердом состоянии определена в работе [3] и составляет при температуре  $900^\circ\text{C}$  по меньшей мере 0,006% (ат.) [0,015% (по массе)].

В работе [4] обнаружили метастабильное соединение  $\text{Cu}_5\text{Bi}_2$ , которое образовалось при температурах ниже  $300^\circ\text{C}$  в сплавах, пересыщенных Cu «в отсутствие ее зародышей». Соединение, по-видимому, имеет решетку, отличную от кубической, но на рентгенограмме порошка было получено недостаточно линий, чтобы можно было определить структуру. Исследование с помощью микронзонда позволило установить вероятный состав соединения ( $\text{Cu}_5\text{Bi}_2$ ), которое находится в пределах плоского участка на кривой ликвидуса (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 175); эти данные позволяют предполагать возможность процесса ассоциации в жидкой фазе.

1. Taylor J. W., Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 960—970.
2. Oelsen W. u. a. Arch. Eisenhüttenw., 1961, Bd 32, S. 39—46.
3. Bassi G. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 394—395.
4. Covindton A. K. a. o. J. Inst. Metals, 1960—61, v. 89, p. 291—292.

0,1093  
1,8907

### Bi—Dy. Висмут—диспрозий

Соединение  $\text{DyBi}$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,251\text{ \AA}$  [1].

1. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The Mc. Millan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,0986  
1,9034

### Bi—Er. Висмут—эрбий

$\text{ErBi}$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1, 2] с периодом  $6,202 \pm 0,002\text{ \AA}$  [1].

1. Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 31, p. 260—264.
2. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The Mc. Millan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,5731  
1,4269

### Bi—Fe. Висмут—железо \*

Растворимость Fe в жидком Bi определена химическим анализом сплавов, подвергнутых фильтрации [1], эти данные (рис. 93) много надежнее любых значений растворимости, приводимых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [4]).

1. Weeks J. R. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 341—355.

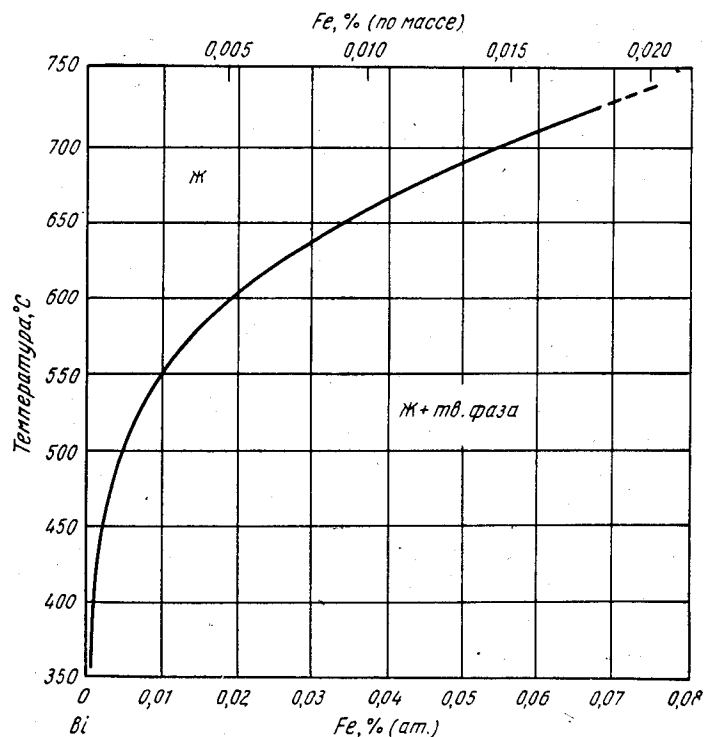


Рис. 93. Bi—Fe

0,4768  
1,5232

### Bi—Ga. Висмут—галлий \*

Диаграмма состояния Bi—Ga, приведенная на рис. 94, построена в работе [1] по результатам дифференциально-термического анализа сплавов, приготовленных из Bi и Ga чистой соответственно 99,95 и 99,999%. Более старые данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]) в основном согласуются с данными работы [1]. В работе [1] вычислены эвтектическая температура (29,48°С) и состав эвтектики 99,78% (ат.) Ga.

1. Predel B. Z. Physik Chem. (Frankfurt), 1960, Bd 24, S. 206—216.  
206

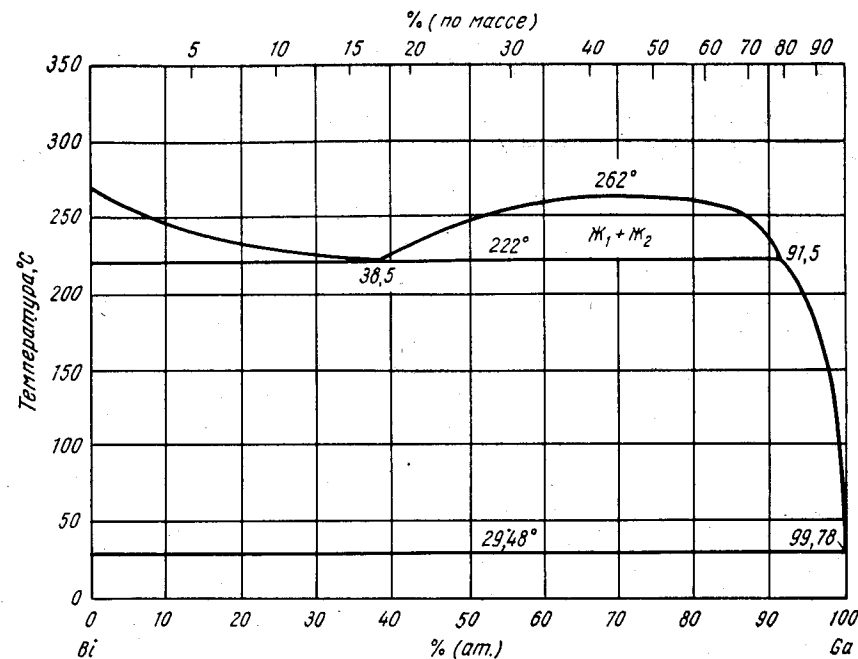


Рис. 94. Bi—Ga

0,1234  
1,8768

### Bi—Gd. Висмут—гадолиний

Соединение BiGd имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 6,316 А [1].

1. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The McMillan Company, N. Y., 1961.

0,4592  
1,5408

### Bi—Ge. Висмут—германий \*

Кривая растворимости Ge в жидком Bi (рис. 95) взята из работ [1, 2]; в работе [1] состав определяли по потере массы компактных отливок, а в работе [2] — химическим анализом образцов, приведенных в равновесное состояние. В работе [2] выведены эмпирические уравнения кривой ликвидуса для двух температурных интервалов:

$$500—670^{\circ}\text{C}: \lg [\% \text{ (по массе) Ge} \cdot 10^{-4}] = 8,02 - 3510/T^{\circ}\text{K};$$

$$270—500^{\circ}\text{C}: \lg [\% \text{ (по массе) Ge} \cdot 10^{-4}] = 6,78 - 2566/T^{\circ}\text{K}.$$

Согласно расчетам, эвтектика содержит 0,02 [1], 0,03% (ат.) Ge [2].

По данным работы [3], коэффициент распределения (отношение атомных долей) Bi в Ge при температуре плавления Ge равен  $4,5 \cdot 10^{-5}$ ; это значение является средним между данными работ [4, 5].

1. Thurmond C. D., Kowalchik M. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 169—204.



- Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
- Trumlore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
- Burton J. A. a. o. J. Chem. Phys., 1953, v. 21, p. 1991; см. [3].

5. Mortimer G. J. Electrochem. Soc., 1958, v. 105, p. 731; см. [3].

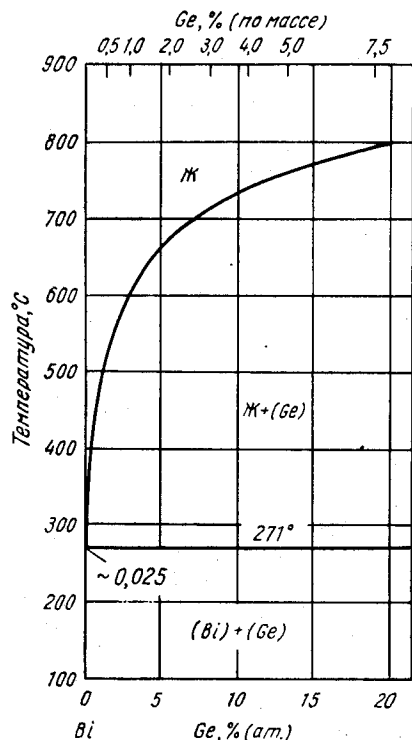


Рис. 95. Bi—Ge

0,0178  
1,9822

### Bi—Hg. Висмут—ртуть \*

Термодинамическое исследование показывает, что в системе Bi—Hg соединения не образуются [1].

- Kleppa O. J. Acta Met., 1960, v. 8, p. 435—445.

0,1029  
1,8971

### Bi—Ho. Висмут—гольмий

HoBi имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1, 2] с периодом 6,228 Å [1].

- Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis Mat. Nat., 1961, v. 30, p. 208—213.
- Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research». ed. E. V. Kleber. The McMillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,2607  
1,7396

### Bi—In. Висмут—индий \*

В работе [1] исследовали кристаллическую структуру  $\text{BiIn}_2$ , используя для этого рентгеновский анализ монокристаллов и порошков. Полученные результаты показывают, что по сравнению с данными М. Хансена и К. Андерко [см. т. I (6)] период  $c$  имеет вдвое большее значение. Значения периодов решетки, рассчитанные по двум задним линиям при  $\theta \approx 75^\circ$ , равны:  $a = 5,496 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,579 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ; элементарная ячейка содержит две формульные единицы  $\text{BiIn}_2$  и относится к пространственной группе  $D_{6h}$ .

В результате электронографического исследования тонких пленок, полученных осаждением из паровой фазы при температуре около  $400^\circ \text{C}$ , в работе [2] идентифицировали метастабильную фазу  $\text{In}_3\text{Bi}_2$  (присутствующую только в тонких пленках) с гексагональной решеткой;  $a = 11,7 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,53 \text{ \AA}$ . Опыты с нагревом пленок внутри электронографа показали, что  $\text{In}_3\text{Bi}_2$  распадается incongruently при температуре около  $90^\circ \text{C}$  на жидкую фазу и соединение  $\text{InBi}$ .

- Макаров Е. С. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 5—9.
- Палатник Л. С. и др. ФММ, 1961, т. 11, с. 229—235.

208

0,0344  
1,9658

### Bi—Ig. Висмут—иридий \*

В работе [1] приготовили богатые Bi сплавы в кварцевых ампулах в атмосфере Ar. Металлографическое и рентгеновское исследования показывают, что в сплавах присутствуют только Bi и Ig. В результате исследования авторы пришли к выводу, подтверждающему данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]), что Bi не образует каких-либо соединений с Ig при непосредственном сплавлении компонентов; результаты работы [1] не совпадают с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [2]), которые говорят, что в смесях, приготовленных при температурах выше точки кипения Bi, были идентифицированы соединения  $\text{BiIg}$  и  $\text{BiIg}_2$ .

- Журавлев Н. Н., Кертс Л. ЖЭТФ, 1957, т. 32, с. 1313—1318.

0,7280  
1,2720

### Bi—K. Висмут—калий \*

Фазовые равновесия в системе Bi—K повторно исследованы методом термического анализа сплавов, приготовленных из дистиллированного K и Bi высокой чистоты плавкой в тиглях из  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в атмосфере Ar [1]. При исследовании особое

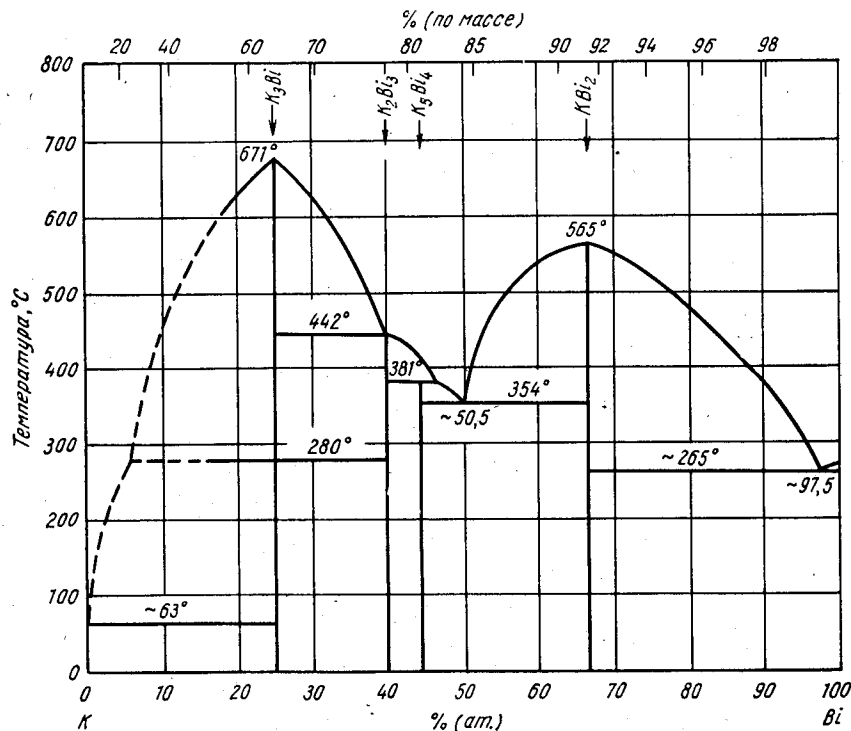


Рис. 96. Bi—K

внимание уделяли интервалу концентраций 30—55% (ат.) Bi. Диаграмма системы Bi—K (рис. 96) взята из работы [1]; в нее также включены данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]). Результаты работы [1] согласуются с данными М. Хан-

сена и К. Андерко (см. т. I [1]) относительно числа фаз и характера их образования; однако в работе [1] температуры плавления фаз и невариантных превращений на 10—20 град выше, чем сообщалось ранее; это, по-видимому, связано с более высокой чистотой шихтовых материалов и более тщательной методикой проведения экспериментов, использованной в работе [1]. Подтверждено аллотропическое превращение в  $K_3Bi$  при температуре 280° С [1]. По данным работы [1], стехиометрическому составу соединения отвечает формула  $K_5Bi_4$  [44% (ат.) Bi] вместо  $K_9Bi_7$  [43,8% (ат.) Bi]; стехиометрический состав  $K_5Bi_4$  согласуется со стехиометрическим составом аналогичных соединений в системах Bi—Cs и Bi—Rb.

По данным работы [2], период г. ц. к. решетки  $KBi_2$  типа  $MgCu_2$  равен 5,901 А.

1. Gnutzmann G., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 181—188.
2. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 553—562.

0,1774  
1,8226

### Bi—La. Висмут—лантан \*

Растворимость La в жидком Bi в интервале температур 270—670° С определена в работе [1] и описывается уравнением:  $\lg [\% \text{ (по массе) La} \cdot 10^{-4}] = 6,75 - 2330/T \text{ } ^\circ K$ .

1. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200

0,9342  
1,0658

### Bi—Mg. Висмут—магний \*

В работе [1] приведены значения периодов решетки твердого раствора на основе Mg.

1. Hardie D., Parkins R. N. Phil. Mag., 1959, v. 4, p. 815—825.

0,5803  
1,4197

### Bi—Mn. Висмут—марганец \*

В работе [1] приводятся данные о растворимости Mn в жидком Bi в интервале температур 340—445° С; растворимость описывается следующим уравнением:  $\lg [\% \text{ (по массе) Mn} \cdot 10^{-4}] = 7,79 - 2168/T \text{ } ^\circ K$ . Точность уравнения находится в пределах  $\pm 5\%$ . Эти данные хорошо согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко [см. т. I [20)].

Периоды гексагональной решетки  $BiMn$  определены повторно:  $a = 4,27 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,15 \text{ \AA}$  [2] и  $a = 4,25 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,01 \text{ \AA}$  [3].

1. Klamm C. J. a. o. Technology, Engineering and Safety, Progress in Nuclear Energy, Ser. IV, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1960, p. 438—441.
2. Натансон Е. М. и др. ДАН СССР, 1960, т. 135, с. 137—139.
3. Щукарев С. А. и др. ЖОХ, 1961, т. 31, с. 1773—1777.

0,3381  
1,6619

### Bi—Mo. Висмут—молибден \*

Растворимость Mo в Bi составляет  $\sim 0,03\%$  (ат.) [0,011% (по массе)] [?] при температуре 1010° С [1], 0,003% (ат.) [ $< 0,001\%$  (по массе)] [?] при 700° С [2] и 0,0004% (по массе) [ $< 0,001\%$  (ат.)] при 800° С [3]. В работе [4] попытались

210

определить растворимость Mo в Bi при разных температурах и пришли к выводу, что она вплоть до температуры 1030° С ниже предела аналитического определения [0,0001% (по массе)].

1. Kelman L. R. a. o. U. S. At. Energy Comm. ANL—4417, 1950; см. [4].
2. Weeks J. R. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 341—355; см. [4].
3. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
4. Horsley G. W., Maskrey J. T. J. Inst. Metals, 1957—1958, v. 86, p. 401—402.

0,3521  
1,6479

### Bi—Nb. Висмут—ниобий

В работе [1] приготовили сплавы Bi—Nb восстановлением  $Nb_2O_5$  с помощью Al, содержащего Bi; спектральный анализ двухслойного металлического образца показал, что в системе Bi—Nb взаимная растворимость компонентов отсутствует.

В работе [2] определили растворимость Nb в расплавленном Bi чистой 99,99% анализом образцов, приведенных в равновесное состояние:

Температура, °С	1200	1100	1000	750	500
Растворимость, % (ат.)	0,160	0,102	0,077	0,041	0,015

Bi и Nb не образуют интерметаллических соединений [2]. Согласно работе [3], растворимость Nb в Bi зависит от содержания O; растворимость Nb в Bi, раскисленном Mg, при температуре 600° С составляет 0,043% (ат.).

1. Wilhelm H. A., Ellis T. G. U. S. At. Energy Comm. IS—351, 1961, p. 38.
2. Pleasance R. J. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 45—48.
3. Parry G. W., Graham L. W. Bull. Inst. Metals., 1958, v. 4, p. 125—126.

0,1609  
1,8391

### Bi—Nd. Висмут—неодим

Химический анализ жидких образцов, приведенных в равновесное состояние, показывает, что в Bi растворяется: 0,28; 0,15; 0,076 и 0,033% (ат.) Nd при соответственно 450, 400, 350 и 300° С [1].

$BiNd$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,424 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [2].

1. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
2. Iandelli A. Z. anorg. allgem. Chem., 1956, Bd 288, S. 81—86; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,5516  
1,4484

### Bi—Ni. Висмут—никель \*

Соединение  $BiNi$  имеет ромбическую решетку, относящуюся к пространственной группе  $Pnma$  [1, 2]; более точные значения периодов решетки равны:  $a = 8,875 \pm 0,006 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,112 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,477 \pm 0,008 \text{ \AA}$ .

1. Глаголева В. П., Жданов Г. С. ЖЭТФ, 1954, т. 26, с. 337—344.
2. Жданов Г. С. Труды Института кристаллографии, Изд-во АН СССР, 1954, т. 10, с. 99—116.

14\*

211

**Bi—O. Висмут—кислород**

Согласно работе [1], твердо установлено существование двух окислов:  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  и  $\text{Bi}_2\text{O}_5$ . Однако отмечается, что окислы с более высоким содержанием O, чем в  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ , нельзя получить даже при давлении 300 ат [2].

Всесторонний обзор значений периодов решетки  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  имеется в справочнике [3].  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  существует в трех полиморфных модификациях:  $\alpha\text{-Bi}_2\text{O}_3$  имеет моноклинную решетку с псевдоромбической элементарной ячейкой;  $a = 5,84 \text{ \AA}$ ,  $b = 8,16 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,81 \text{ \AA}$  [4, 5];  $\beta\text{-Bi}_2\text{O}_3$  имеет тетрагональную решетку;  $a = 10,95 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,63 \text{ \AA}$ ; на элементарную ячейку приходится 8 формульных единиц;  $\gamma\text{-Bi}_2\text{O}_3$  имеет о. ц. к. решетку с периодом  $10,245 \pm 0,001 \text{ \AA}$ , в элементарной ячейке содержится 13 формульных единиц [6]. Кроме того, сообщается [4] о модификации  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  с простой кубической решеткой; период решетки этой модификации равен  $5,2550 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ , а на элементарную ячейку приходится две формульные единицы.

Соединение  $\alpha\text{-Bi}_2\text{O}_3$  устойчиво при низких температурах,  $\beta\text{-Bi}_2\text{O}_3$  — при более высоких температурах [1].  $\gamma\text{-Bi}_2\text{O}_3$  образуется из  $\beta\text{-Bi}_2\text{O}_3$  при особых условиях охлаждения с температуры  $\sim 800^\circ \text{C}$ ; предполагается, что в кристаллической решетке этой модификации имеются вакантные места, не занятые атомами кислорода.

В работе [1] в окислах Bi (в виде тонких пленок) обнаружили две фазы неопределенного стехиометрического состава с г. ц. к. структурой; периоды решеток этих фаз равны 5,65 и 7,02 А. Кроме того, наблюдался окисел с гексагональной решеткой;  $a = 4,04 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,75 \text{ \AA}$ .

1. Aggarwal P. S., Goswami A. Z. Naturforsch., 1958, Bd 13a, S. 885—887.
2. Holtermann C. B. Ann. Chim. (Paris), 1940, v. 4, p. 121—206.
3. Pearson W. B. «A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys». Pergamon Press, N. Y., 1958, p. 1005—1006.
4. Sillen L. G. Arkiv Kemi Mineral Geol., 1937, Bd 12A (18), S. 1—15; см. [3].
5. Sillen L. G. Z. Krist., 1941, Bd 103, S. 274—290; см. [3].
6. Schumb W. C., Rittner E. S. J. Amer. Chem. Soc., 1943, v. 65, p. 1055; см. [3].

0,0409  
1,9591**Bi—Os. Висмут—осмий**

В работе [1] приготовили сплавы, содержащие 80—90% (по массе) Bi в кварцевых ампулах в атмосфере аргона. При микроскопическом исследовании наблюдали двухфазные структуры; на рентгенограммах были обнаружены линии только Bi и Os. После обработки в азотной кислоте с целью растворения Bi оставался темно-синий порошок, рентгенограмма которого отвечает чистому Os. Таким образом, авторы пришли к выводу, что Bi при непосредственном сплавлении с Os не образует каких-либо соединений.

1. Журавлев Н. Н., Кертс Л. ЖЭТФ, 1957, т. 32, с. 1313—1318.

0,0037  
1,9963**Bi—Pb. Висмут—свинец \***

Фазовые равновесия в системе Bi—Pb повторно исследованы с помощью калориметрического метода (0—100% (ат.) Bi [1, 2] и 10—37% (ат.) Bi [3]) и измерения э. д. с. (10,2—89,4% (ат.) Bi [4]). Результаты работы [1] согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 188), за исключением того, что граница между фазовыми областями  $\epsilon$  и  $\epsilon + (\text{Pb})$  проходит при более

высоких концентрациях Bi : 32,5; 29 и 27% (ат.) Bi при соответственно 184, 127 и  $27^\circ \text{C}$ . В работе [4] подтверждено строение ликвидуса сплавов, богатых Bi. Результаты работ [2, 3] отличаются от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 188); максимальная растворимость Bi в Pb в твердом состоянии при температуре  $184^\circ \text{C}$  составляет 19% (ат.) [2, 3],  $\epsilon$ -фаза, образующаяся по перитектической реакции, содержит 25% (ат.) Bi [2], а граница области  $\epsilon$ -фазы со стороны Bi проходит при температуре  $125^\circ \text{C}$  через 40% (ат.) Bi [2]. Диаграмма состояния Bi—Pb, построенная в работе [5] методом измерения электрического сопротивления, согласуется с данными других исследователей. Растворимость Pb в Bi в твердом состоянии составляет 0,060% (ат.), что также установлено по данным измерения электрического сопротивления [6]. В работе [7] приводятся некоторые результаты измерения электрического сопротивления при комнатной температуре и высоком давлении.

1. Roy P. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1034—1037.
2. Oelsen W., Bennewitz R. Arch. Eisenhüttenw., 1958, Bd 29, S. 663—672.
3. Герстеман Р. Б. ЖФХ, 1957, т. 3, с. 1573—1576.
4. Niwa K. a. o. Trans. Japan Inst. Metals, 1961, v. 2, p. 168—170; Nippon Kinzoku Gakkaishi., 1960, v. 24, p. 668—672.
5. Wojtaszek Z., Zeszyty Nauk. Uniw. Jagiel., Ser. Nauk. Mat. — Przyrod., Mat., Fiz., Chem., 1956, № 2, S. 151—161; Met. Alstr., 1959, v. 26, p. 590.
6. Wojtaszek Z., Dubowy J. Zeszyty Nauk. Uniw. Jagiel., Ser. Nauk. Mat.—Przyrod., Mat. Fiz., Chem., 1958, № 68, S. 17—25.
7. Aridgman P. W. Proc. Amer. Acad. Arts. Sci., 1955, v. 84, p. 43—109.

0,2920  
1,7080**Bi—Pd. Висмут—палладий \***

Диаграмма состояния Bi—Pd (рис. 97) построена по данным работ [1, 2] и заменяет собой диаграмму, приведенную М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 189). В работе [1] исследовали сплавы в интервале концентраций 0—78% (ат.) Pd, полученные на основе химически чистых металлов. В работе [2] исследовали сплавы в интервале концентраций 0—62% (ат.) Pd; для приготовления сплавов использовали металлы высокой чистоты. В обоих работах применяли методы термического и металлографического анализов. Диаграммы состояния, построенные в работах [1, 2], принципиально согласуются друг с другом, но отличаются по температурам и составам отдельных точек. Данные работы [2], взятые за основу при построении диаграммы состояния Bi—Pd на рис. 97, предпочтительнее по сравнению с данными работы [1], поскольку в работе [2] было приготовлено больше сплавов и больше внимания уделяли их термическому анализу. Растворимость Pd в жидком Bi, определенная в работе [3] в интервале температур 260—300 $^\circ \text{C}$ , согласуется с данными работы [2]. Сравнение температур невариантных превращений и составов равновесных фаз сделано в табл. 6.

ТАБЛИЦА 6. ТЕМПЕРАТУРЫ НЕВАРИАНТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СОСТАВЫ ОТДЕЛЬНЫХ ТОЧЕК В СИСТЕМЕ Bi—Pd [1, 2]

Изотермические превращения	По данным работ	
	[1]	[2]
Эвтектика Bi— $\text{Bi}_2\text{Pd}$ температура, $^\circ \text{C}$	250	256,0
Содержание Pd, % (ат.)	$\sim 9,3$	5,8
Температура плавления $\text{Bi}_2\text{Pd}$ , $^\circ \text{C}$	497	485
Температура плавления BiPd, $^\circ \text{C}$	$\sim 650$	620
Эвтектика BiPd— $\gamma$ температура, $^\circ \text{C}$	584	577
Содержание Pd, % (ат.)	54,6	60

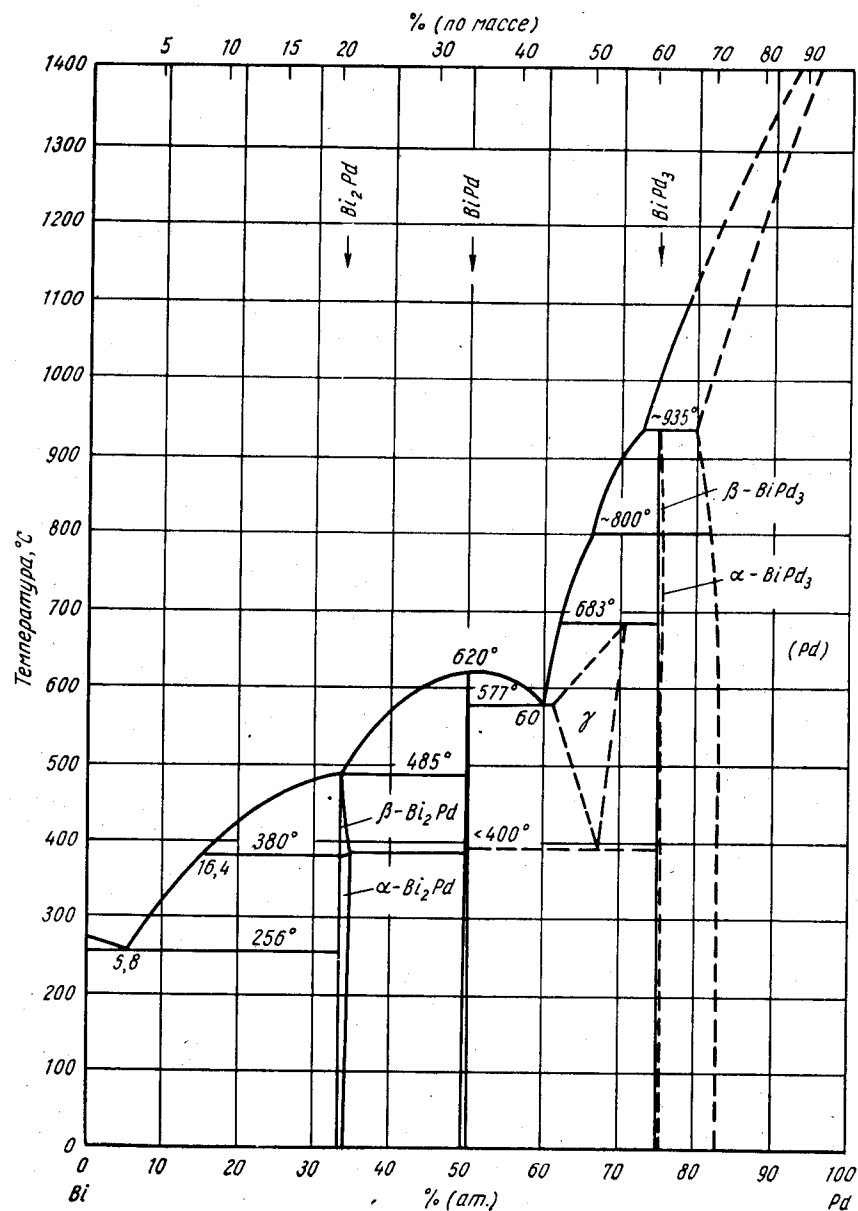


Рис. 97. Bi—Pd

Растворимость Pd в Bi составляет менее 0,1% (ат.) [2]. Термический анализ показывает, что температура превращения  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  в соединении  $\text{Bi}_2\text{Pd}$  равна 380° С; это же подтверждают данные микроскопического исследования [2]. В работе [1] превращение  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  не обнаружили с помощью термического анализа и после рентгеновского исследования закаленных образцов пришли к выводу, что этот переход происходит при температуре ~200° С.  $\text{Bi}_2\text{Pd}$  имеет область гомогенности в пределах 33,4—34,8% (ат.) Pd при температуре 370° С [2]. Работы [1, 2] согласуются в том, что  $\text{Bi}_2\text{Pd}$  относится к числу соединений, плавящихся конгруэнтно при температуре промежуточной точки.

Область гомогенности твердого раствора на основе  $\text{BiPd}$  невелика; в работе [2] пришли к выводу, что ее ширина <1% (ат.), а в работе [1] ~0,6% (ат.) [0,5% (по массе)].

Фаза, обозначенная как  $\gamma$ , образуется по перитектической реакции при 683° С [1, 4] и распадается по эвтектидной реакции ниже 400° С. Эта фаза имеет область гомогенности, которая простирается от 60 до 70% (ат.) [от ~43 до 54% (по массе)] Pd.  $\gamma$ -фаза не претерпевает полиморфных превращений; предполагается [1, 4], что полиморфизм фазы, обозначенной как  $\text{Bi}_3\text{Pd}_5$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4]), обусловлен ошибочным истолкованием эвтектидной структуры, получающейся при эвтектидном распаде  $\gamma$ -фазы. Соединение  $\text{BiPd}_3$ , образующееся по перитектической реакции при температуре ~935° С, претерпевает полиморфное превращение при 800° С, о чем свидетельствуют данные термического анализа [1].

Кристаллографические сведения о соединениях  $\text{Bi}_2\text{Pd}$  и  $\text{BiPd}$  приводятся в работе [5]; они идентичны данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [6]).

$\gamma$ -фаза напоминает  $\gamma$ -фазу из системы Pd—Sb [1]. Она имеет гексагональную решетку;  $a = 7,77 \pm 0,05 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,86 \pm 0,05 \text{ \AA}$ . Структура  $\gamma$ -фазы типа NiAs с удвоенным периодом  $a$ . Псевдоэлементарная ячейка (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4]) имеет периоды:  $a = 4,46 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,84 \text{ \AA}$  [1, 4].

Граница области твердого раствора на основе Pd (рис. 97) проведена предположительно на основании данных М. Хансена и К. Андерко (т. I [3]), из которых следует, что в Pd растворяется около 25% (ат.) Bi.

1. Журавлев Н. Н. ЖЭТФ, 1957, т. 32, с. 1305—1312; предварительные данные см. Журавлев Н. Н., Жданов Г. С. Изв. АН СССР, сер. физ. 1956, т. 20, с. 708—713.
2. Brasier J., Nume - Rothery W. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 157—164.
3. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
4. Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 503—504.
5. Жданов Г. С. Труды Института кристаллографии, изд-во АН СССР, 1954, т. 10, с. 99—116.

0,1712  
1,8288

#### Bi—Pr. Висмут—празеодим \*

Растворимость Pr в жидком Bi определена в работе [1] и описывается уравнениями: в интервале температур 350—500° С:  $\lg [\% \text{ (по массе) Pr} \cdot 10^{-4}] = 7,266 - 2730/T^\circ\text{K}$  и в интервале 275—350° С:  $\lg [\% \text{ (по массе) Pr} \cdot 10^{-4}] = 6,033 - 1955/T^\circ\text{K}$ .

1. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.

0,0296  
1,9704

#### Bi—Pt. Висмут—платина \*

Диаграмма состояния Bi—Pt (рис. 98) построена методами термического и микроскопического анализов сплавов, приготовленных из химически чистых материалов [1]. Подтверждено существование известных соединений  $\text{Bi}_2\text{Pt}$  и  $\text{BiPt}$ ;

показано, что  $\text{Bi}_2\text{Pt}$ , о котором сообщалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [7]), не существует.  $\text{Bi}_2\text{Pt}$  имеет полиморфные превращения при  $\sim 390^\circ\text{C}$ . В работе [1] термическим анализом не смогли подтвердить понижение температуры плавления Bi на  $\sim 1$  град, как отмечается у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]). Взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии, по-видимому, незначительна.

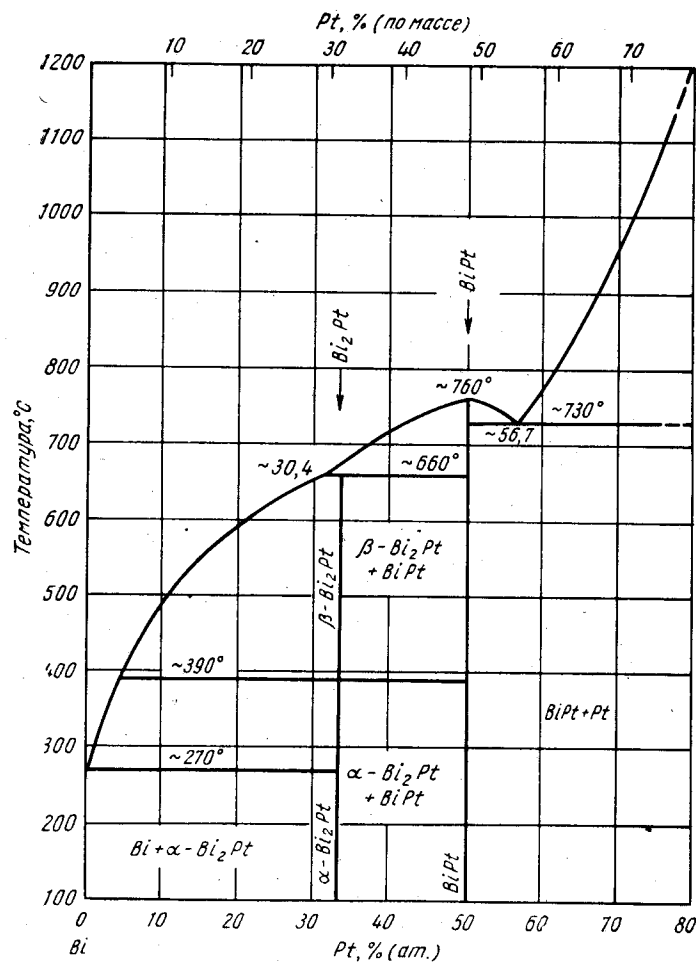


Рис. 98. Bi—Pt

Сообщается [1], что  $\beta\text{-Bi}_2\text{Pt}$  имеет гексагональную решетку; впоследствии в обзорной работе [2] структура этого соединения трактуется как ромбоэдрическая;  $a = 6,45 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,26 \text{ \AA}$  (для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки). Кубическая структура  $\alpha\text{-Bi}_2\text{Pt}$  типа пирита подтверждена в работе [1].

В работе [3] вновь установлено, что BiPt имеет гексагональную решетку типа NiAs;  $a = 4,315 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,490 \pm 0,005 \text{ \AA}$ . В дальнейшем показано [3], что закалка из жидкого состояния вызывает в BiPt образование дефектной струк-

1. Журавлев Н. Н., Кертс Л. ЖЭТФ, 1957, т. 32, с. 1313—1318.
2. Журавлев Н. Н. и др. Вестник МГУ, Серия мат., мех., астр., физ. и хим., 1959, т. 14, вып. 3, с. 117—127.
3. Журавлев Н. Н. и др. ЖЭТФ, 1959, т. 37, с. 880—881.

Г, 9363  
0,0637

### Bi—Pu. Висмут—плутоний \*

Диаграмма состояния Bi—Pu опубликована в работах американских [1, 2] и советских [3] исследователей, однако в этих работах не сообщается о методах исследования. На рис. 99 представлена равновесная диаграмма состояния Bi—Pu

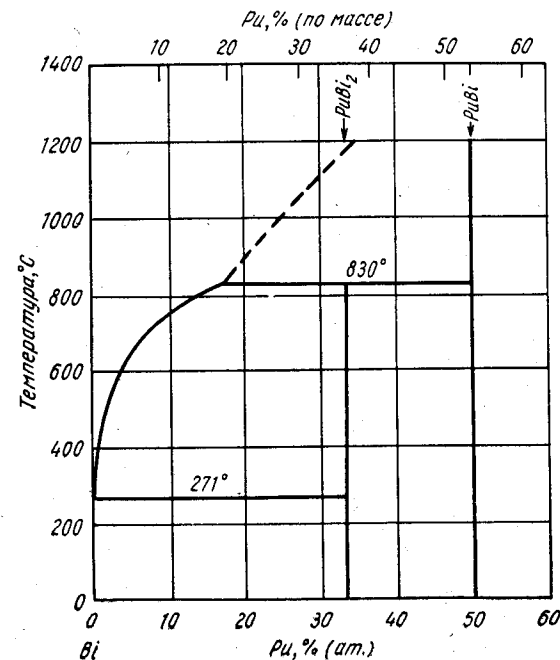


Рис. 99. Bi—Pu

по данным работы [2], из которой видно, что  $\text{PuBi}_2$  образуется по перитектической реакции при температуре  $830^\circ\text{C}$ ; состав жидкой фазы отвечает  $\sim 18\%$  (ат.) Pu. В работе [3] также установлено, что  $\text{PuBi}_2$  образуется по перитектической реакции, но протекающей при температуре  $528^\circ\text{C}$ ; жидкая фаза содержит  $\sim 3,5$  (ат.) Pu. Помимо  $\text{PuBi}_2$  и  $\text{PuBi}$ , на диаграмме состояния Bi—Pu в работе [3] показаны соединения  $\text{Pu}_3\text{Bi}_2$  и  $\text{Pu}_2\text{Bi}$ ; последнее из этих соединений находится в равновесии с Pu. Согласно работе [3], Bi не влияет на температуры полиморфных превращений в Pu.

Кристаллическая структура  $\text{PuBi}_2$  не расшифрована. Сообщается, что  $\text{PuBi}$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,35 \text{ \AA}$ . Соединения Bi с Pu пиррофорны [2].

1. Schonfeld F. W. В кн. «The Metal Plutonium», eds. A. S. Coffinberry, W. N. Miner. University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 240—254.

2. Schonfeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels. Progress in Nuclear Energy, Ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.
3. Б о ч в а р А. А. и др. Труды Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых. т. 3. Ядерное горючее и реакторные материалы. Атомиздат, 1959, с. 376.

0,3883  
1,6117

### Bi—Rb. Висмут—рубидий \*

Существуют два отличных друг от друга варианта диаграммы состояния Bi—Rb, построенные в работах [1, 2]. На рис. 100 представлена диаграмма состояния Bi—Rb по данным работы [2]; этот вариант предпочтительнее, так как

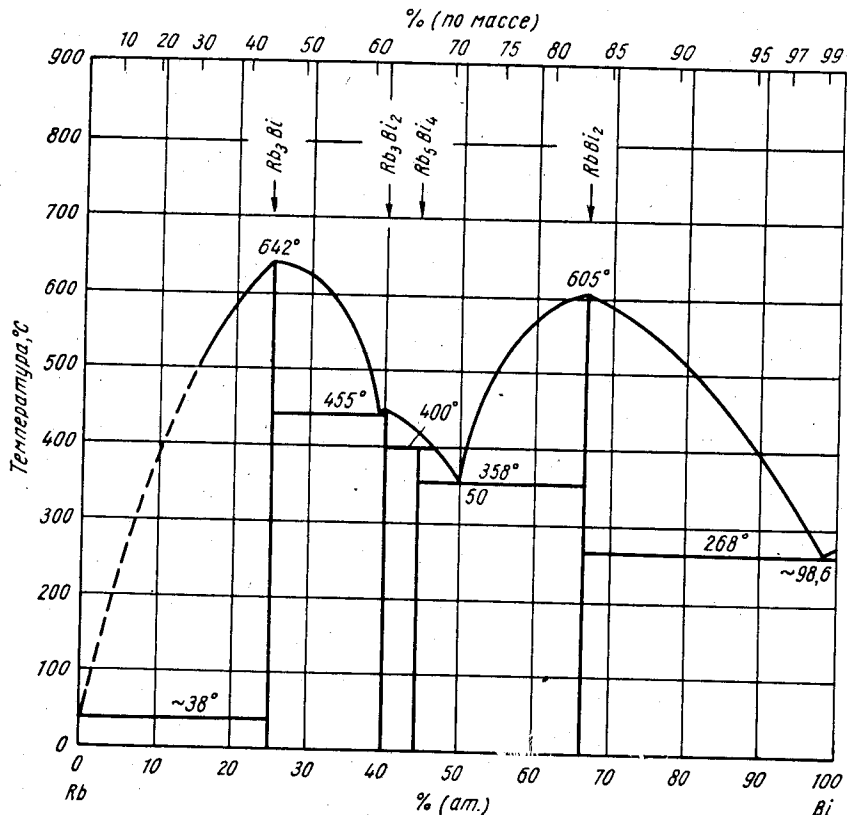


Рис. 100. Bi—Rb

исследован более подробно; основными методами исследования в работе [2] служили теоретический и рентгеновский анализы. Идентифицированы четыре промежуточные фазы:  $Rb_3Bi$ ,  $Rb_3Bi_2$ ,  $Rb_5Bi_4$  и  $RbBi_2$  [2]. Существование фаз  $Rb_3Bi$  и  $RbBi_2$  подтверждено в работе [1], но другим двум фазам были приписаны иные стехиометрические составы. Согласно работам [1, 2],  $Rb_3Bi$  и  $RbBi_2$  плавятся конгруэнтно при температурах 605 [2], 660 [1] и соответственно при 642 [2], 640°C [1]. Эвтектика, содержащая 50% (ат.) Bi, плавится при температуре

218

358°C [2] и 355°C [1]. Два других неинвариантных (перитектических) превращения при температурах 455 и 400°C в работе [1] также обнаружены соответственно при 450 и 380°C. Из данных работы [2] видно, что  $Rb_3Bi_2$  плавится конгруэнтно при температуре несколько выше 455°C, но точное значение температуры плавления не приводится. Существует значительное расхождение в положении границы между фазовыми областями Ж и Ж +  $RbBi_2$  [1, 2]. Согласно работе [1], богатая Bi эвтектика содержит около 93% (ат.) Bi и плавится при температуре 245°C, в то время как по данным работы [2] она содержит 98,6% (ат.) Bi и плавится при 268°C.

$RbBi_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgSi_2$  с периодом  $9,609 \pm 0,002$  [1] или  $9,60_1$  А [2].  $Rb_3Bi$  имеет гексагональную решетку типа  $Na_3As$  [3, 4];  $a = 6,42 \pm 0,02$  А,  $c = 11,46 \pm 0,05$  А. Эти данные противоречат результатам работы [5], в которой установлено, что это соединение имеет кубическую решетку типа  $Cu_3Au$  с периодом  $8,98_9$  А.

1. Журавлев Н. Н. и др. ЖЭТФ, 1958, т. 34, с. 820—826.
2. Gnutzmann G., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 181—188.
3. Журавлев Н. Н. ЖЭТФ, 1958, т. 34, с. 827—829.
4. Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 124—126.
5. Gnutzmann G. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 210—255.

0,3077  
1,6923

### Bi—Rh. Висмут—родий \*

Фазовые равновесия в системе Bi—Rh четко не установлены. В недавних работах получено много новых данных.

Высокотемпературный рентгеновский анализ показал [1], что  $Bi_4Rh$  не подвергается какому-либо полиморфному превращению в интервале температур от комнатной до температуры перитектической горизонтали. Период о. ц. к. решетки этого соединения изменяется линейно с ростом температуры; при 20°C  $a = 14,9274 \pm 0,0002$  А [1]. По сообщениям других исследователей [2, 3]  $Bi_4Rh$  существует в трех модификациях:  $\alpha$  (при низких температурах),  $\beta$  (при промежуточных температурах) и  $\gamma$  (при высоких температурах). Установлено, что  $\alpha-Bi_4Rh$  имеет о. ц. к. решетку, относящуюся к пространственной группе  $Ia\bar{3}d$ ; на элементарную ячейку приходится 24 формульные единицы, период решетки равен  $14,928 \pm 0,005$  А [4, 5]; положение атомов в узлах кристаллической решетки определено рентгеновским анализом монокристаллов [5]. Сообщается, что  $\beta-Bi_4Rh$  имеет ромбическую решетку;  $a = 11,4$  А,  $b = 4,25$  А,  $c = 9,0$  А [2, 3, 6]. Существование  $\gamma-Bi_4Rh$  предсказывается только по данным морфологического исследования кристаллов [2, 3]. В работе [7] показано, что « $\beta-Bi_4Rh$ » изоморфно с  $Bi_3Ni$ , тогда как в работе [8] на основе сложного рентгеновского исследования фазы  $\beta-Bi_3Rh$  установлено, что она изоморфна с  $Bi_3Ni$ ; периоды решетки этой фазы оказались равными:  $a = 9,027 \pm 0,006$  А,  $b = 4,24 \pm 0,02$  А,  $c = 11,522 \pm 0,008$  А. Неясно, отвергается ли также  $\gamma$ -модификация фазы  $Bi_4Rh$ .

Вначале предполагалось, что  $Bi_2Rh$  существует в двух модификациях [2, 4]; в работе [3] сообщалось, что это соединение существует в трех модификациях.  $\alpha-Bi_2Rh$  устойчив до температуры 415 [3] или 430°C [1, 9]. Структура  $Bi_2Rh$  ромбическая;  $a = 5,9$  А,  $b = 6,8$  А,  $c = 7,2$  А; на элементарную ячейку приходится четыре формульные единицы [2—4]. В работе [6] для  $\alpha-Bi_2Rh$  приводятся моноклинные структуры;  $a = 6,7$  А,  $b = 6,8$  А,  $c = 6,9$  А,  $\beta = 117 \pm 2^\circ$ . В работе [10] исследовали арсенипиритные структуры; для моноклинной решетки  $\alpha-Bi_2Rh$  даются следующие периоды:  $a = 6,96 \pm 0,02$  А,  $b = 6,83 \pm 0,02$  А,  $c = 7,01 \pm 0,02$  А;  $\beta = 118,2^\circ$ . Соединения  $\beta-Bi_2Rh$ , устойчивое в интервале температур 415—498°C, имеет ромбическую решетку;  $a = 7,59 \pm 0,01$  А,  $b = 4,01 \pm 0,01$  А,  $c = 5,53 \pm 0,01$  А [3];  $\gamma-Bi_2Rh$  (обозначенное как  $\beta$ -фаза в работах [2,4]) имеет моноклинную решетку;  $a = 16,2$  А,  $b = 7,0$  А,  $c = 92^\circ 30'$  [2—4]. В работе [9] превращения  $\beta \rightarrow \gamma$  не наблюдали.

«BiRh» обнаружен в работах [4, 11] при исследовании периодов кристаллической решетки, эта фаза существует в интервале концентраций 44,7—47,5 (ат.) Rh в богатой Bi части диаграммы состояния Bi—Rh [4, 11]. Эта фаза имеет гексагональную структуру типа NiAs;  $a = 5,075 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,669 \text{ \AA}$  (при избытке Bi против стехиометрического состава) и  $a = 4,094 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,663 \text{ \AA}$  (при

Значения растворимости, рассчитанные по этому уравнению, отклоняются от данных работы [12] при температуре около  $500^\circ \text{C}$ :

Температура, $^\circ \text{C}$ . . . . .	500	450	400	350	300
Растворимость Rh, % (ат.) . . . . .	10,1	6,2	3,5	1,8	0,83

Конечная реакция при затвердевании сплавов носит эвтектический характер; температура этого превращения составляет  $269^\circ \text{C}$ , а жидкость имеет состав почти чистого Bi;  $\text{Bi}_4\text{Rh}$  образуется по перитектической реакции при температуре  $460^\circ \text{C}$  [1].

Диаграмма состояния Bi—Rh (рис. 101), объединяющая кристаллографические данные, включает также результаты термического анализа, полученные в работе [12]. Перитектические горизонталы при температурах  $774$  и  $997^\circ \text{C}$  нанесены по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]).

1. Ross R. G., Hume-Rothery W. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 304—308.
2. Журавлев Н. Н. и др. ЖЭТФ, 1955, т. 28, с. 228—236.
3. Журавлев Н. Н., Жданов Г. С. Изв. АН СССР, Сер. физ., 1956, т. 20, с. 708—713.
4. Жданов Г. С. Труды Института кристаллографии, Изд-во, АН СССР, 1954, вып. 10, с. 99—116.
5. Глаголева В. П., Жданов Г. С. ЖЭТФ, 1956, т. 30, с. 248—251.
6. Жданов Г. С. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 750—755.
7. Жданов Г. С. и др. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 373—374.
8. Кузмин Р. Н., Жданов Г. С. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 869—876.
9. Кузмин Р. Н., Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 269—271.
10. Жданов Г. С., Кузмин Р. Н. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 872—881.
11. Глаголева В. П., Жданов Г. С. ЖЭТФ, 1953, т. 25, с. 248—254.
12. Woolmington K. G. Неопубликованная работа; см. [1].
13. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200; обсуждение см. p. 761—763.

0,3128  
1,6872

### Bi—Ru. Висмут—рутений \*

В работе [1] приготовили сплавы, содержащие 80—90% (по массе) Bi, в кварцевых ампулах в атмосфере аргона и исследовали их структуру методами металлогрфического и рентгеновского анализов. В сплавах наблюдались только Bi и Ru, откуда авторы пришли к выводу, что при сплавлении эти элементы не образуют химических соединений.

Растворимость Ru в жидком Bi определена анализом образцов, приведенных в равновесное состояние [2]:

Температура, $^\circ \text{C}$ . . . . .	550	500	400	350	300
Растворимость, % (ат.) [1% (по массе)] . . . . .	0,029 [0,041]	0,025 [0,012]	0,067 [0,0084]	0,014 [0,0067]	0,010 [0,0051]

1. Журавлев Н. Н., Кертс Л. ЖЭТФ, 1957, т. 32, с. 1313—1318.
2. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.

0,8141  
1,1859

### Bi—S. Висмут—сера \*

При исследовании равновесий между расплавами Bi—S и  $\text{H}_2$  в работе [1] обнаружили признаки существования соединения  $\text{Bi}_2\text{S}_3$ , что не согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]). Данная система впоследствии была

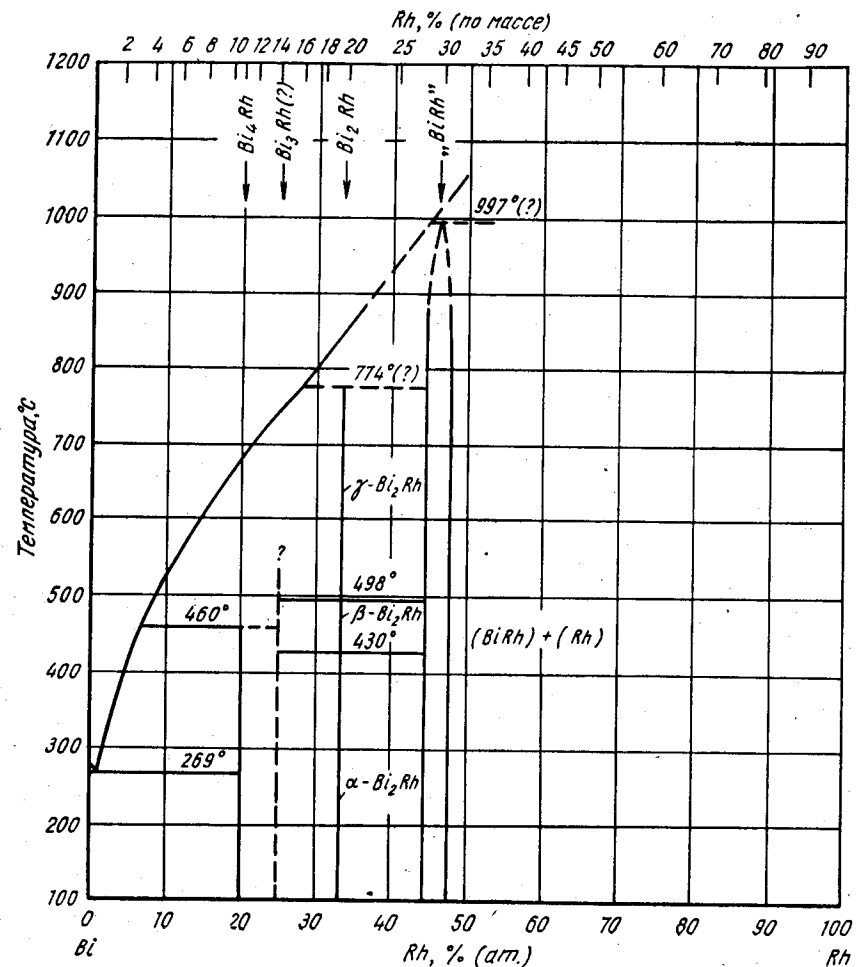


Рис. 101. Bi—Rh

избытке Rh) [4, 11].  $\text{BiRh}$  не имеет полиморфных превращений.  $\text{BiRh}$  находится в равновесии с твердым раствором на основе Rh, Bi растворяется в Rh только в незначительных количествах [2].

Кривые ликвидуса в системе Bi—Rh построены в интервале концентраций 0—35% (ат.) Rh [12] и вплоть до 10% (ат.) Rh [13]. В последней работе [13] для растворимости Rh в жидком Bi, содержащем Ru, приводится следующее уравнение:  $\lg [\% \text{ (по массе) Rh} \cdot 10^{-4}] = 7,90 - 2460/T^\circ \text{K}$ ; максимальная же растворимость Ru в жидком Bi при температуре  $636^\circ \text{C}$  составляет только 0,035 (ат.).

изучена в работе [2] методами термического и микроскопического анализов. При этом не обнаружили признаков существования соединения  $\text{BiS}$  и пришли к выводу, что если соединение и существует, то оно находится только в рас-

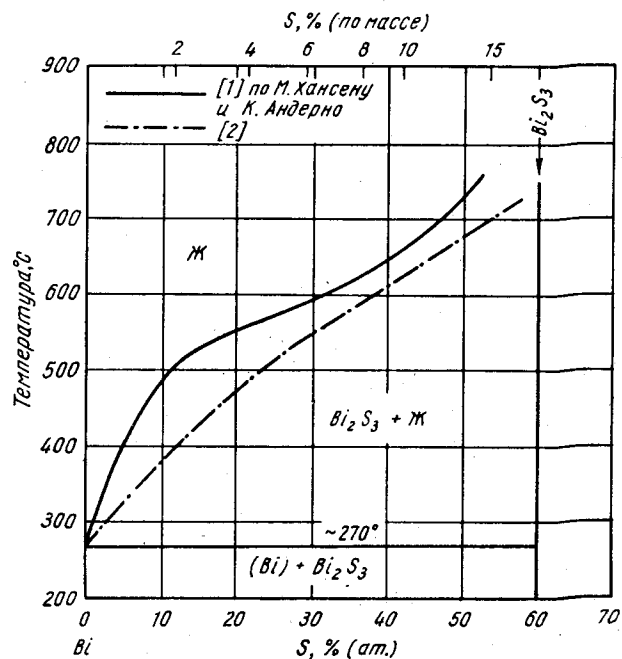


Рис. 102.  $\text{Bi-S}$

плаве [2]. На рис. 102 сравнивается кривая ликвидуса, построенная в работе [2], с данными предыдущих исследований (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

1. Герасимов Я. И. ЖФХ, 1939, т. 13, с. 1356; см. [2].
2. Уразов Г. Г. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 630—636.

0,2346  
1,7654

### $\text{Bi-Sb}$ . Висмут—сурьма \*

В работе [1] повторно построили кривую солидуса системы  $\text{Bi-Sb}$  методом микротвердости, который заключается в приведении сплавов двухфазной области «жидкая фаза + твердая фаза» в равновесное состояние, закалке и определении точки перегиба на кривой микротвердости кристаллов твердой фазы в зависимости от состава сплавов. Построенная таким образом кривая солидуса проходит на 30 град выше, чем по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 192); кривая ликвидуса, по данным работы [1], имеет следующие координаты: 92,4; 87,3; 80,0 и 69,9% (ат.) при соответственно 550, 500, 450 и 400° С.

Измерения электрического сопротивления при комнатной температуре в условиях гидростатического давления позволяют предполагать, что диаграмма состояния  $\text{Bi-Sb}$  при высоких давлениях не относится к числу систем с непрерывными рядами жидких и твердых растворов, а содержит несколько промежуточных фаз [2].

1. Глазов В. М. Изв. АН СССР, ОТН, Metallургия и топливо, 1961, вып. 4, с. 39—42.
2. Bridgman P. W. Proc. Amer. Acad. Arts. Sci., 1955, v. 84, p. 43—109.

0,4227  
1,5778

### $\text{Bi-Se}$ . Висмут—селен \*

Диаграмма состояния  $\text{Bi-Se}$  (рис. 103) построена по данным работы [1], в которой использовали методы термического и микроскопического анализов, а также измерения электропроводности и т. э. д. с. сплавов в интервале концен-

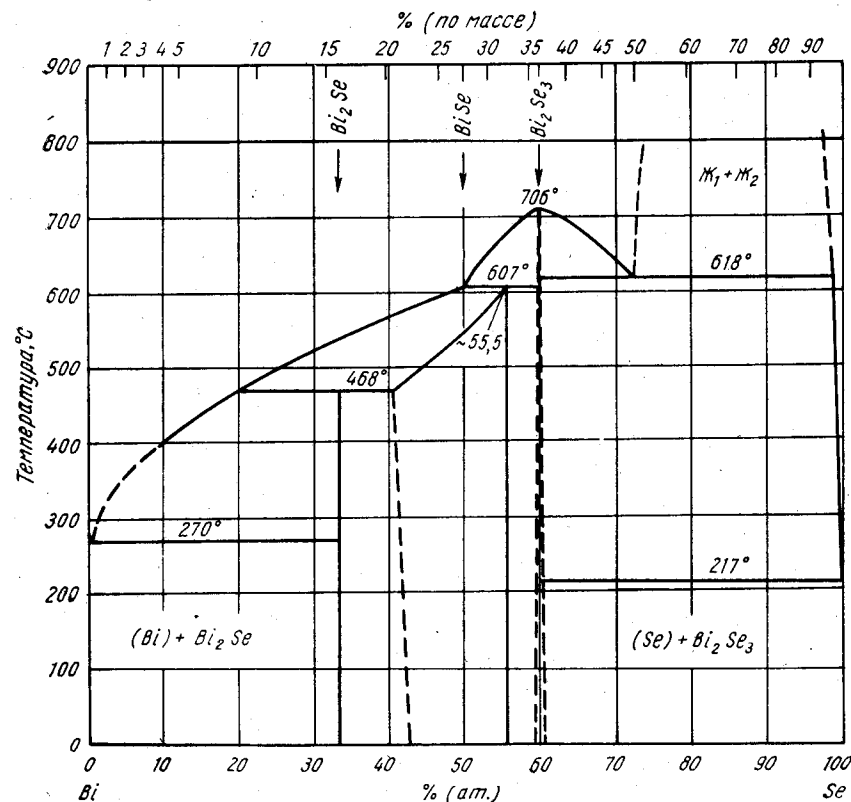


Рис. 103.  $\text{Bi-Se}$

раций 0—61% (ат.) Se; сплавы для исследования готовили из материалов чистотой 99,9%. Кривая ликвидуса и диаграмма состояния  $\text{Bi-Se}$  при концентрациях  $\text{Se} > 61\%$  (ат.) взята у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 193). Диаграмма состояния (рис. 103) отличается от диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко, тем, что соединение  $\text{BiSe}$  имеет широкую область гомогенности; сообщается также о новом соединении  $\text{Bi}_2\text{Se}$ . Полиморфное превращение в соединении  $\text{BiSe}$ , предполагаемое М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [3]), не подтверждено; предполагается [1], что тепловые эффекты, отмеченные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [3]), обусловлены образованием соединения  $\text{Bi}_2\text{Se}$  по перитектической реакции.  $\text{Bi}$  и  $\text{Se}$  обладают незначительной растворимостью в



$\text{Bi}_2\text{Se}_3$ . По данным измерений электропроводности и т. э. д. с. [1],  $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  при температуре конгруэнтного плавления содержит  $59,98 \pm 0,02\%$  (ат.) Se [2].

Электроннографическое исследование тонких пленок  $\text{Bi} + \text{Se}$ , полученных осаждением из паровой фазы, свидетельствует об образовании в результате диффузии фазы  $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ ;  $\text{BiSe}$  образуется только после улетучивания некоторых слабо связанных атомов Se в процессе отжига [3]. Соединение  $\text{Bi}_3\text{Se}_4$  обнаружено не было, в противоположность данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [12,13]).

**Кристаллическая структура.**  $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  имеет ромбоэдрическую решетку;  $a = 4,138 \text{ \AA}$ ,  $c = 28,64 \text{ \AA}$  (для гексагональной элементарной ячейки) [4];  $a = 1,148 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 28,96 \pm 0,2 \text{ \AA}$  (также для гексагональной элементарной ячейки) [5]. В работе [5] подтверждено, что  $\text{BiSe}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $5,99 \pm 0,2 \text{ \AA}$ ;  $\text{Bi}_3\text{Se}_4$  имеет гексагональную решетку;  $a = 4,23 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,05 \pm 0,3 \text{ \AA}$ .

1. Абрикосов Н. Х. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 2011—2016.
2. Offergeld G., Van Sakenbergh J. Nature, Suppl. 4, 1959, с. 189, p. 185—186; Phys. Chem. Solids, 1959, v. 11, p. 310—314.
3. Эфендиев Г. А., Шафизаде Р. В. ФТТ, 1961, т. 3, с. 2564—2566.
4. Wiese J. R., Muldrew L. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 15, p. 13—16.
5. Семилетов С. А. Труды Института кристаллографии. Изд-во АН СССР, 1954, т. 10, с. 76—83; см. [1].

0,8617  
1,1284

### Bi—Si. Висмут—кремний \*

Измерениями потери массы слитка Si, выдержанного в равновесии с расплавленным Bi, в работе [1] определяли растворимость Si в жидком Bi:

Температура, °C	1275	1200	1150	1100	1000
Растворимость, % (ат.)	1,23	1,13	0,832	0,544	0,262

Расчеты показали, что эвтектика содержит  $1 \cdot 10^{-6}\%$  (ат.) Si и плавится при температуре  $271^\circ \text{C}$  [1]. В работе [1] на основании термодинамических соотношений и известной кривой ликвидуса также пришли к выводу, что температура критической точки равна  $2187^\circ \text{C}$ , а монотектической горизонтали  $1393^\circ \text{C}$ ; монотектическая горизонталь простирается от 4 до 96% (ат.) Si (ср. с данными М. Хансена и К. Андерко, т. I [1]).

Коэффициент распределения при температуре плавления Si равен  $7,4 \cdot 10^{-4}$  [2]. В работе [3] по результатам измерений емкости установили, что растворимость Bi в Si в твердом состоянии при температурах 1200 и  $1250^\circ \text{C}$  соответственно равна  $6,5 \cdot 10^{-4}$  и  $9 \cdot 10^{-4}\%$  (ат.) [значения растворимости переведены в атомные проценты из  $\text{атом}/\text{см}^3 \text{ Si}$ ].

1. Thurmond C. D., Kowalchik M. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 169—204.
2. Christian S. M., U. S. Patent № 2820185; см. [4].
3. Nassion F. X., Russo L. J. Частное сообщение; см. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

0,1429  
1,8571

### Bi—Sm. Висмут—самарий

Растворимость Sm в жидком Bi определена химическим анализом сплавов, приведенных в равновесное состояние [1]:

Температура, °C	500	450	400	350	300
Растворимость, % (ат.)	1,79	0,92	0,43	0,18	0,061

$\text{BiSm}$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $6,362 \pm 0,03 \text{ \AA}$  [2].

224

1. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
2. Iandelli A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1956, Bd 288, S. 81—86; Atti Acad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis., Mat., Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,2457  
1,7543

### Bi—Sn. Висмут—олово \*

В работе [1] для повторного построения кривых солидуса и ликвидуса с большой точностью использовали зависимость удельной теплоемкости от температуры на большом числе сплавов, применяя несколько калориметрических методов в качестве перекрестного контроля. Эвтектика плавится при температуре  $138,5^\circ \text{C}$  и содержит 46% (ат.) Bi. Полученные результаты незначительно отличаются от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I), а кривая ликвидуса в соответствии с этим несколько сдвигается. Кривая солидуса твердого раствора на основе Sn проходит через точки, имеющие следующие координаты:

Содержание Bi, % (ат.)	2,0	3,3	4,3	5,3	6,7	8,0	9,1	10,4	11,9
Температура, °C	213,8	204,0	194,2	184,7	175,0	165,0	155,4	145,8	136,0

Кривая солидуса твердого раствора на основе Bi проходит через точки с другими координатами:

Содержание Sn, % (ат.)	2,4	2,6	3,1	3,3	3,5	3,6	3,5	3,1	2,8
Температура, °C	213,8	204,0	194,2	184,7	175,0	165,0	155,4	145,8	136,0

Точность приведенных значений координат находится в пределах  $\pm 0,5\%$ .

1. Oelsen W., Golucke K. F. Arch. Eisenhüttenw., 1958, Bd 29, S. 689—698.

0,3775  
1,6225

### Bi—Sr. Висмут—стронций \*

Диаграмма состояния Bi—Sr (рис. 104) построена по данным работы [1]. Однако кривую ликвидуса в интервале концентраций 0—25% (ат.) Sr строили в четырех работах [1—4], данные которых различаются (табл. 7). Сравнительно трудно отдать предпочтение каким-либо из полученных результатов. В работе [1] для приготовления сплавов использовали материалы невысокой чистоты, тогда как в работе [2] они были очень чистыми.

В работах [1—3] методика построения кривой ликвидуса заключалась в определении термических остановок. В работе [4] проводили химический анализ

ТАБЛИЦА 7. ТЕМПЕРАТУРЫ ЛИКВИДУСА СПЛАВОВ BI С РАЗЛИЧНЫМИ ДОБАВКАМИ SR, ПО ДАННЫМ РАБОТ [1—4]

Содержание Sr, % (ат.)	Температура ликвидуса, °C	Литературный источник	Содержание Sr, % (ат.)	Температура ликвидуса, °C	Литературный источник
5	311	[1]	15	450	[3]
	340	[3]		480	[4]
	395	[4]		495	[1]
	430	[2]		530	[2]
10	409	[1]	20	508	[4]
	409	[3]		519	[3]
	422	[4]		542	[1]
	490	[2]		560	[2]

жидкости, приведенной в равновесное состояние. Для построения этой части диаграммы состояния Bi—Sr воспользовались кривой, усредняющей все данные. Согласно работе [1], сплав с 1% (ат.) Sr имеет однофазную структуру, тогда как

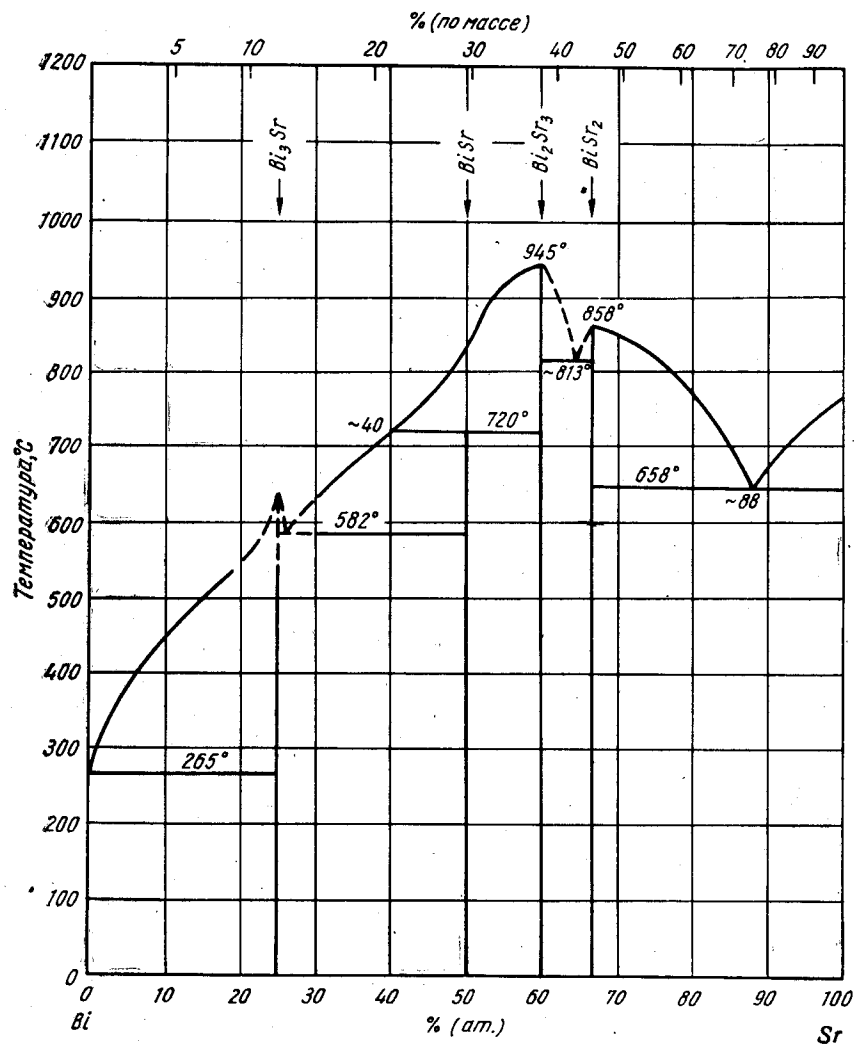


Рис. 104. Bi—Sr

по данным работы [2] эвтектика содержит 0,5% (ат.) [0,2% (по массе)] Sr. Хорошо согласуются значения эвтектической температуры: 262 [1], 268 [2] и ~230° С [3].

Соединение  $\text{Bi}_3\text{Sr}$  плавится конгруэнтно при 638° С [1]. В работах [2, 3] установлено, что перитектическое превращение протекает при температуре 538 [2] или ~560° С [3]. Согласно работе [1], эвтектика  $\text{Bi}_3\text{Sr} + \text{BiSr}$  плавится около 582° С; в работах же [2, 3] предполагается, что при этой температуре происходит кристаллизация  $\text{Bi}_3\text{Sr}$  по перитектической реакции. Данные каждой из последних

двух работ основаны только на двух экспериментальных точках. В рассматриваемом случае невозможно отдать предпочтение той или иной работе.

Фаза  $\text{Bi}_3\text{Sr}$  имеет кубическую решетку [3] с периодом 5,042 Å и структуру, идентичную со структурой  $\text{Cu}_3\text{Au}$ . Соединение  $\text{BiSr}_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку [5];  $a = 5,06$  Å,  $c = 17,72$  Å; структура этой фазы относится к пространственной группе  $I4/mmm$ , в элементарной ячейке содержится 12 атомов.

1. Шукарев С. А. и др. ЖОХ, 1956, т. 26, с. 1525—1531.
2. Pleasance R. J. J. Inst. Metals, 1959—60, v. 88, p. 45—48.
3. Журавлев Н. Н., Мелик-Адамян В. П. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 121—124.
4. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
5. Brauer G., Müller O. Angew. Chem., 1961, Bd 73, S. 169.

0,1190  
1,8810

### Bi—Tb. Висмут—тербий

Соединение  $\text{TbBi}$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1, 2] с периодом  $6,280 \pm 0,002$  Å [1].

1. Olcese G. L. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 30, p. 195—200.
2. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research», ed. V. E. Kleber. The McMillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.

0,2143  
1,7857

### Bi—Te. Висмут—теллур \*

В работах [1, 2] предполагаются существенные изменения в строении Bi—угла диаграммы состояния Bi—Te (рис. 105). В сплавах, отожженных при температурах ниже солидуса в течение такого длительного времени, как 7 месяцев, под микроскопом наблюдали признаки существования трех новых фаз. Последующий термический анализ позволил определить температуры перитектических реакций, при которых образуются эти фазы. В пределах широкой области твердых растворов на основе  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 196) существуют две фазы:  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  с узкой областью гомогенности и  $\text{BiTe}$ , которая образуется по перитектической реакции при температуре 540° С. Фаза  $\text{Bi}_2\text{Te}$  имеет широкую область гомогенности и образуется по перитектической реакции при 420° С. Фаза, богатая Bi, имеет более узкую область гомогенности и образуется по перитектической реакции при 312° С. Узкая область гомогенности фазы  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  подтверждена в работе [3]. При температуре конгруэнтного плавления  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  содержит  $59,935 \pm 0,015\%$  (ат.) Te [4]. Растворимость Te в Bi составляет, по крайней мере, 4,0% (ат.) [2,5% (по массе)] при температуре 300° С и 2,6% (ат.) [1,6% (по массе)] при 281 и 272° С [5].

**Кристаллическая структура.** Периоды ромбоэдрической решетки фазы  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  приводятся в работе [6]:  $a = 10,473$  Å,  $\alpha = 29^\circ 9' 32''$  или для гексагональной элементарной ячейки  $a = 4,3835 \pm 0,0005$  Å,  $c = 30,487 \pm 0,001$  Å. По данным работы [7]  $a = 4,384$  Å,  $c = 30,45$  Å. При выполнении высокотемпературного рентгеновского исследования в работе [7] не обратили внимания на предполагаемый полиморфизм у соединения  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [26]).

1. Абрикосов Н. Х., Банкина В. Ф. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 659—667; Сб. «Вопросы металлургии и физики полупроводников». Изд-во АН СССР, 1957, с. 91—96.
2. Абрикосов Н. Х. Изв. АН СССР, Сер. физ., 1957, т. 21, с. 141—145; Изв. АН СССР, Сер. физ., 1957, т. 21, с. 136—139.

3. Satterthwaite C. B., Ure R. W. Phys. Rev., 1957, v. 108, p. 1164—1170.  
 4. Offergeld G., Van Cakenberghe J. Nature, Suppl. 4, 1959, v. 184, p. 185—186. Phys. Chem. Solids, 1959, v. 11, p. 310—314.

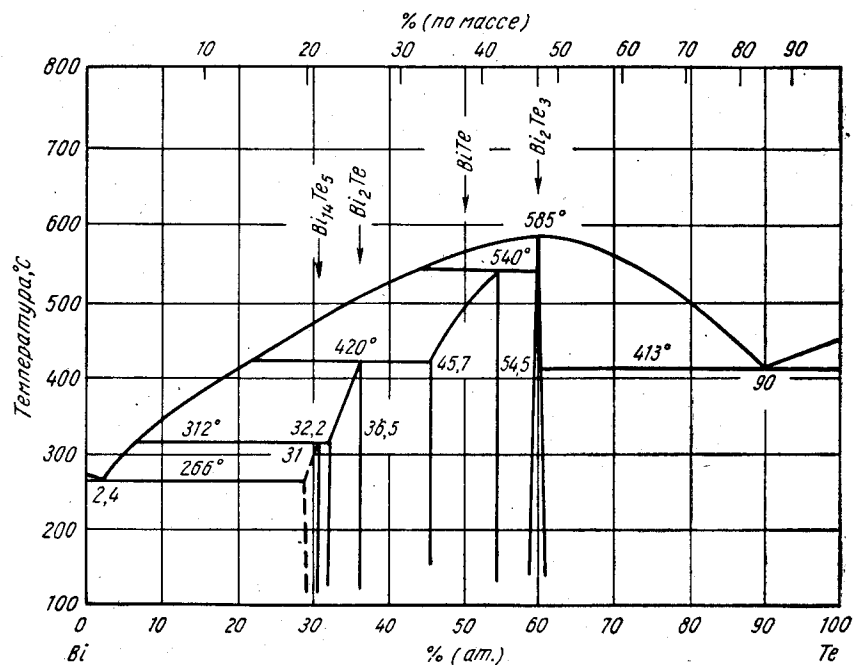


Рис. 105. Bi—Te

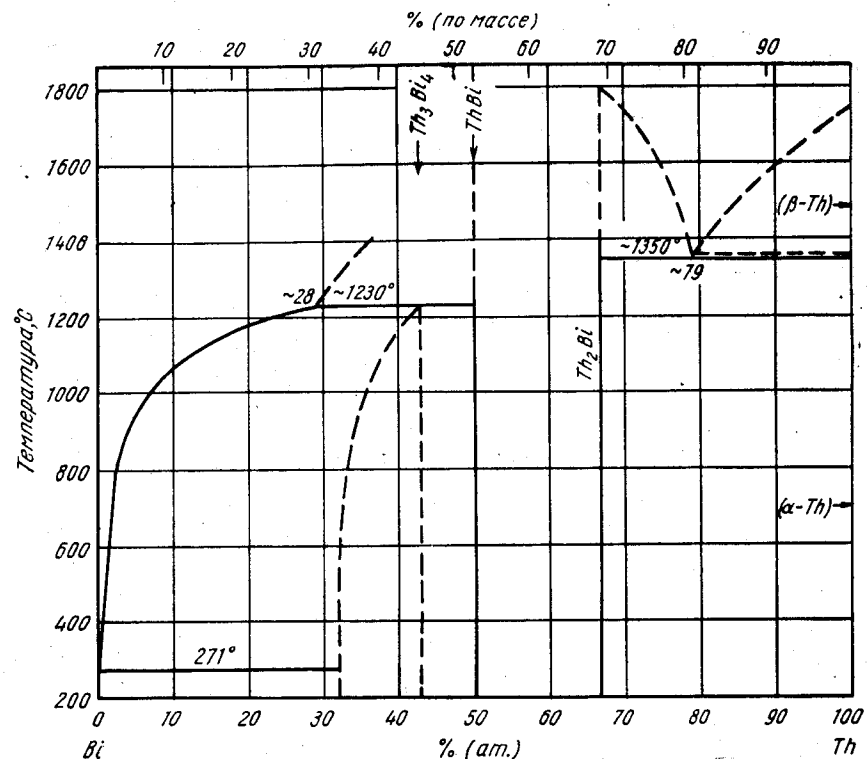


Рис. 106. Bi—Th

5. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.  
 6. Francombe M. H. Brit. J. Appl. Phys., 1958, v. 9, p. 415—417.  
 7. Wiese J. R., Muldawer L. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 15, p. 13—16.

I, 9544  
 0, 0456

**Bi—Th. Висмут—торий \***

Диаграмма состояния Bi—Th (рис. 106) взята из работы [1], в которой обобщены данные работы [2] и М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [2]). Согласно [1], в работе [3] исследовали сплавы в интервале концентраций 20—100% (по массе) Bi; результаты работы [3] согласуются с данными рис. 106 за исключением того, что кривая ликвидуса идет более круто вверх [при содержании 3% (ат.) Th температура ликвидуса равна 1250° С]. Отмечается [2], что все исследованные сплавы (соединения) «достаточно пирофорны».

В работах [4, 5] приведены значения растворимости Th в жидком Bi, которые существенно ниже, чем в работах [1, 2]. Данные работ [4, 5] приведены в табл. 8. Кристаллическая структура. Кристаллическая структура Th<sub>3</sub>Bi<sub>4</sub> и ThBi<sub>2</sub> описана в работе [2]. Th<sub>3</sub>Bi<sub>4</sub> имеет г. ц. к. решетку с периодом 9,559 Å; ThBi<sub>2</sub> имеет тетрагональную решетку; a = 4,492 Å, c = 9,298 Å. В работах [2, 6] предполагается, что существует соединение ThBi; трудности обнаружения этого соединения возрастают из-за возможного существования около состава ThBi еще двух фаз, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа.

ТАБЛИЦА 8. РАСТВОРИМОСТЬ Th В ЖИДКОМ Bi.  
 ПО ДАННЫМ РАБОТ [4, 5]

Температура, °С	Растворимость Th		Температура, °С	Растворимость Th	
	% (ат.)	% (по массе)		% (ат.)	% (по массе)
Данные работы [4]			Данные работы [5]		
900	2,9	3,2	1100	5,1	5,6
850	2,1	2,3	1042	3,8	4,2
800	1,35	1,5	923	2,0	2,2
750	0,91	1,1	801	1,12	1,25
700	0,63	0,7	700	0,38	0,43
650	0,45	0,5	596	0,35	0,39
600	0,27	0,3	509	0,07	0,08
550	0,18	0,2	415	0,035	0,04
500	0,09	0,1			

1. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 101—102.  
 2. Ferro R., Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 476—477.  
 3. Clifton D. M. Частное сообщение; см. [1].

4. Hayes E. E., Gordon P. J. U. S. At. Energy Comm. TID-65, BO-41, 1948; см. [1].
5. Vareis D. W. Неопубликованные данные 1957 г.; см. [1].
6. Ferro R. Congr. Intern. Chim. Rare Appl. 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 353-358.

0,6398  
T,3602

### Bi—Ti. Висмут—титан \*

Диаграмма состояния Bi—Ti (рис. 107) построена в основном в работе [1], авторы которой пользовались методами микроскопического, рентгеновского и дифференциально-термического анализов. Сплавы готовили дуговой плавкой на основе

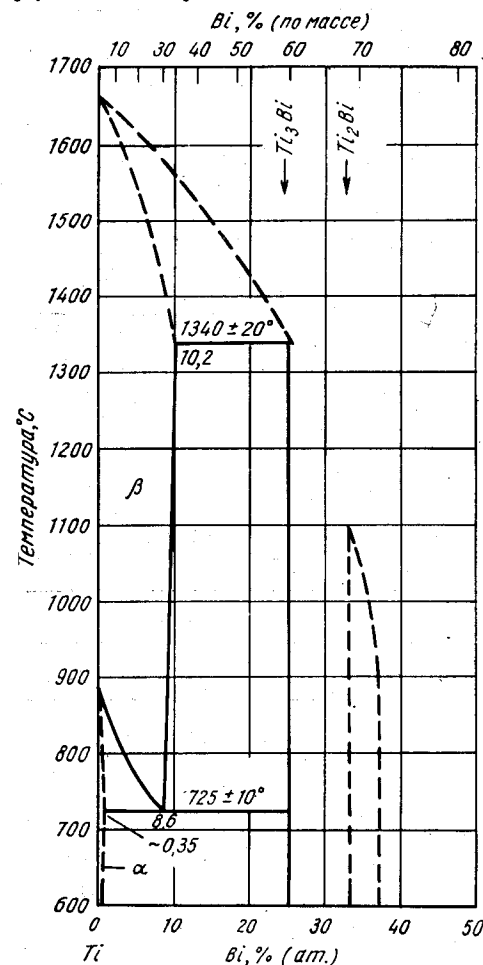


Рис. 107. Bi—Ti

тетрагональную решетку;  $a = 6,02$  А,  $c = 8,27$  А [1].  $Ti_2Bi$  имеет тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $Cu_2Sb$ ;  $a = 4,05 \div 4,08$  А,  $c =$

губчатого Ti чистой  $\sim 99,8\%$  и Bi чистой  $99,9\%$ . В работе [1] отрицается существование соединения  $Ti_4Bi$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1, 2]). Установлены два соединения:  $Ti_3Bi$  [1] и  $Ti_2Bi$  [1, 2]; показано, что на основе  $Ti_2Bi$  существует область гомогенности в пределах  $33-37\%$  (ат.) Bi [2].

Вывод о том, что  $Ti_3Bi$  образуется по перитектической реакции, основан на микроскопическом анализе структуры литых сплавов; определение температуры плавления [1] показывает, что состав жидкой фазы, участвующей в перитектической реакции, лежит около состава соединения. Предполагается [1] существование соединения, обозначенного как  $\delta$ -фаза; эта фаза содержит более  $33\%$  (ат.) Bi и образует эвтектику с  $Ti_3Bi$ . По всей вероятности, соединение  $Ti_2Bi$ , обнаруженное в сплавах после отжига при температуре  $1000^\circ$  С [1], образуется по перитектоидной реакции. Микроструктуру сплавов, исследованных в работе [1], можно объяснить тем, что  $Ti_2Bi$  образуется непосредственно из расплава и нет никакой необходимости предполагать существование  $\delta$ -фазы [3].

Попытки приготовить соединение  $TiBi$  оказались безуспешными [4]. При низких температурах скорость реакции была слишком мала, а выше  $500^\circ$  С продукты реакции распадались.

Установлено, что  $Ti_3Bi$  имеет

$= 14,5 \div 14,5$  А [2]. Нерасшифрованная в работе [1] рентгенограмма  $Ti_2Bi$  согласуется с данными о том, что  $Ti_2Bi$  имеет тетрагональную элементарную ячейку [2]; очень небольшое расхождение в периодах решетки ( $\sim 2\%$ ) естественно, поскольку  $Ti_2Bi$ , судя по сообщениям, имеет область гомогенности.

1. Obinata J. a. o. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 1059-1070.
2. Auer-Welsbach H. u. a. Monatsh. Chem., 1958, Bd 89, S. 154-159.
3. Anderko K. Дискуссия, см. [1].
4. Щукарев С. А. и др. ЖОХ, 1959, т. 29, с. 2465-2467.

0,0097  
T,9903

### Bi—Tl. Висмут—таллий \*

На основе повторного исследования кристаллической структуры предполагается, что период с промежуточной фазы  $TlBi_2$  может быть в два раза больше, чем сообщалось ранее [1]. К сожалению, для подтверждения этого факта не приводится никаких экспериментальных данных; действительно, как отмечается в работе [1], факторы атомного рассеяния для Tl и Bi делают обнаружение сверхструктурных линий чрезвычайно трудным. Измерения электрического сопротивления при комнатной температуре в условиях гидростатического давления позволили высказать предположение [2] о существовании соединения  $BiTl_7$  (аналогичного  $PbTl_7$ ), устойчивого под давлением.

1. Макаров Е. С. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 5-9.
2. B o d g m a n P. W. Proc. Amer. Acad. Arts. Sci., 1955, v. 84, p. 1-42.

0,0925  
T,9075

### Bi—Tm. Висмут—туллий

Соединение  $TmBi$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,192$  А [1].

1. I a n d e l l i A. В кн. «Rare Earth Research», ed. E. V. Kleber. The McMillan Company, N. Y. 1961, p. 135-141.

T,9434  
0,0566

### Bi—U. Висмут—уран \*

Диаграмма состояния Bi—U (рис. 108) построена в работе [1] методом дифференциально-термического анализа. Строение диаграммы состояния Bi—U согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [7]); однако данные при температурах выше  $900^\circ$  С в работе [1] точнее. Значения растворимости ниже  $900^\circ$  С согласуются с данными работы [2].

В работах [3-5] построили кривую ликвидуса, используя метод отбора и анализа жидких проб и измерения электросопротивления [5] в интервале температур  $515-960$  [3],  $300-725$  [4] и  $300-650^\circ$  С [5]. Типичные значения координат кривой ликвидуса приводятся ниже:  $17,6$  [19,6];  $3,09$  [3,5];  $1,14\%$  [ат.] [ $1,3\%$  (по массе)] при соответственно  $960, 722$  и  $602^\circ$  С по данным [3];  $2,73$  [3, 1] и  $0,040\%$  (ат.) [ $0,045\%$  (по массе)] при соответственно  $725$  и  $300^\circ$  С по данным [4] и  $1,76$  [2] и  $0,08\%$  (ат.) [ $0,09\%$  (по массе)] при соответственно  $600$  и  $350^\circ$  С [5].

Данные работ [3-5] согласуются с результатами работы [1] при температурах ниже  $800^\circ$  С; однако в работе [3] температуры ликвидуса для сплавов, содержащих более  $8\%$  (ат.) U, установлены значительно ниже.

Повторное определение структуры  $UBi_2$  [6] показывает, что эта фаза имеет тетрагональную решетку типа  $Cu_2Sb$ ;  $a = 4,463$  А,  $c = 8,943$  А.

1. Cotterill P., Axon H. J. J. Inst. Metals, 1958—59, v. 87, p. 159—160.
2. Bareis D. W. U. S. At. Energy Comm. BNL—75, Sept., 15, 1950; см. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMJ—1300, 1958, p. 16—17.

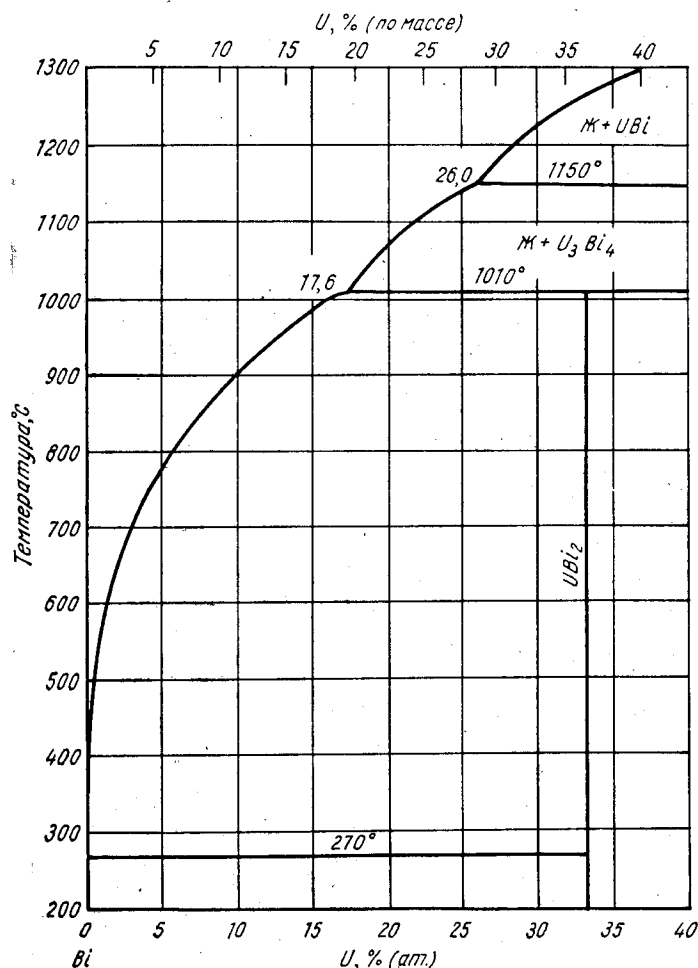


Рис. 108. Bi—U

3. Greenwood G. W. At. Energy. Res. Establ. (Gr. Brit.), Rept. AERE—M/R 2234, June 1957, см. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 16—17.
4. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 251—258; Weeks J. R. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 341—355.
5. Weinberg A. F. a. o. Trans AIME, 1961, v. 221, p. 83—90.
6. Ferro R. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 353—358.

0,2019  
I,7981

### Bi—Xe. Висмут—ксенон

Растворимость Xe в Bi при температуре 540°С описывается уравнением:  $x = pK$ , где  $x$  — число молей Xe в 1 см<sup>3</sup> раствора;  $p$  — давление в ат;  $K = 2,7 \times 10^{-9}$  молей Xe на 1 см<sup>3</sup>·ат (среднее значение), хотя  $K$  изменяется от  $0,8 \cdot 10^{-9}$  до  $5,5 \cdot 10^{-9}$  [1].

Растворимость Xe при давлении 1 ат в зависимости от температуры описывается уравнением:  $-\lg$  (атомная доля Xe) =  $7,019 - 1071/T$  °К [2].

1. Eshaya A. M., Kenney W. F. U. S. At. Energy Comm. BNL—617, 1959, 4 p.
2. Mitra C., Dissertation, Columbia University, 1959, Dissertation Abstr., 1961, v. 22, p. 100.

0,3712  
I,6288

### Bi—Y. Висмут—итрий

Установлено, что соединение YBi имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 6,259 А [1]. Сплав, отвечающий стехиометрическому составу Y<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>, приготовили в работе [2], но его рентгенограмму не расшифровали. Следовательно, между Y и YBi должно быть, по крайней мере, одно соединение.

Растворимость Y в жидком Bi в интервале температур 315—730°С определена в работе [3] и описывается уравнением:  $\lg$  [% (по массе) Y · 10<sup>-4</sup>] =  $6,00 - 2690/T$  °К.

1. Iandelli A. В кн. «Rare Earth Research», ed. E. V. Kleber. The Macmillan Company, N. Y., 1961, p. 135—141.
2. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.
3. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.

0,5047  
I,4953

### Bi—Zn. Висмут—цинк \*

Повторное построение кривой ликвидуса в системе Bi—Zn [1] почти точно повторяет данные предыдущей работы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [5]). Точка максимума на куполе расслаивания находится чуть ниже 600°С, а не лежит при температуре 605°С, как отмечается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 198).

1. Seith W. u. a. Z. Metallkunde, 1955, Bd 46, S. 773—779.

0,3601  
I,6399

### Bi—Zr. Висмут—цирконий

Растворимость Zr в жидком Bi определена химическим анализом жидких образцов, приведенных в равновесное состояние [1, 2]:

Температура, °С	700	650	600	550	500	450	400	350	325
Растворимость, % (ат.)	1,59	1,09	0,72	0,47	0,30	0,16	0,083	0,039	0,025

Относительно фазовых превращений в сплавах, богатых Bi, ничего неизвестно. Интерметаллическое соединение, идентифицированное как ZrBi<sub>2</sub> [3—5], образуется по перитектической реакции при температуре около 710°С [3]. Рентгеновский анализ монокристаллов показал, что это соединение имеет ромбическую решетку;  $a = 10,2$  А,  $b = 15,5$  А,  $c = 4,0$  А; на элементарную ячейку соединения приходится четыре формульные единицы. Предварительно полученные ре-

зультаты показывают, что  $ZrBi_2$  относительно с другими соединениями группы  $MeBi_2$  [5]. Указывается [3] другое соединение, более богатое Zr по сравнению с  $ZrBi_2$ .

1. Weeks J. R. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 341—355.
2. Schweitzer D. G., Weeks J. R. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 185—200.
3. Wilhelm H. A., Hamilton C. B. U. S. At. Energy Comm. Is—351, 1961, p. 36—37.
4. Barton P. J., Greenwood G. W. J. Inst. Metals, 1957—58, v. 86, p. 504—609; T. Brit Nucl. Energy Conf. 1959, v. 4, p. 21—26.
5. Буков В. Н., Казарников В. В. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 924—925.

Г, 4766  
0, 5234

### С—Са. Углерод—кальций \*

Предполагается, что примесь С в металлическом Са вызывает образование фазы с низкой симметрией, которую иногда путают с полиморфной модификацией Са [1].

Полиморфные превращения в  $CaC_2$  обсуждаются в работах [2, 3]. Предполагается [2], что чистый  $CaC_2$  превращается в  $CaC_2$ III при температуре  $435^\circ C$ , а если присутствуют примеси, то в  $CaC_2$ I или  $CaC_2$ I; при высоком давлении  $CaC_2$ III превращается в  $CaC_2$  при температурах  $>30^\circ C$  и в  $CaC_2$ II при температурах  $<30^\circ C$ . В работе [3] не подтвердили выводов работы [2]. Методом нейтрографии в работе [4] вновь показано, что  $CaC_2$ I имеет о. ц. тетрагональную решетку;  $a = 3,89 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,38 \pm 0,01 \text{ \AA}$  (эквивалентную г. ц. тетрагональной решетке по данным М. Хансена и К. Андерко, т. I [1, 2]).  $CaC_2$ II имеет тетрагональную решетку;  $a = 23,40 \text{ \AA}$ ,  $c = 22,31 \text{ \AA}$  [2]. Согласно работе [2],  $CaC_2$ III имеет тетрагональную решетку;  $a = 23,40 \text{ \AA}$ ,  $c = 22,87 \text{ \AA}$ ; однако в работе [5] рентгеновским анализом монокристаллов показано, что структура этого соединения — базоцентрированная моноклиническая, относящаяся к пространственной группе  $B2_1/c$ ;  $a = 8,36 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,20 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,25 \pm 0,03 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 96,3 \pm 0,5^\circ$ . Установлено [2], что кристаллические структуры  $CaC_2$ I,  $CaC_2$ II и  $CaC_2$ III практически идентичны. Предположения [6] о существовании пятой полиморфной модификации у  $CaC_2$  не приняли во внимание в работах [5, 7]. Указывается [8], что температура плавления  $CaC_2$  равна  $2160^\circ C$ .

1. Smith J. F., Bernstein B. T. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 106, p. 448—451.
2. Borchert W., Roder M. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1959, Bd 302, S. 253—258.
3. Bredig M. A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 310, S. 338—340.
4. Atoji M., Medrud R. C. J. Chem. Phys., 1959, v. 31, p. 332—337.
5. Vannerberg N.—G. Acta Chem. Scand., 1961, v. 151, p. 769—774.
6. Nast R., Pfab W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1957, Bd 292, S. 287.
7. Bredig M. A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1959, Bd 298, S. 255—257.
8. Juzar., Schuster H. U. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 311, S. 62—75.

Г, 9830  
1, 0670

### С—Се. Углерод—церий \*

В системе С—Се предполагается существование многих карбидов [1]. Хотя монокарбиду  $CeC$  приписывали как кубическую [2], так и гексагональную [3] структуру, в работе [1] обнаружили, что сплав, имеющий точный состав  $CeC$ ,

имел двухфазную структуру, которая состояла из твердого раствора на основе Се и  $Ce_2C_3$ . Отмечается [1], что насыщенный твердый раствор на основе Се был ошибочно принят за промежуточную фазу. Существование  $Ce_2C_3$  с о. ц. к. решеткой подтверждено в работе [1]. Период решетки  $Ce_2C_3$  равен  $8,4476 \pm 0,0004 \text{ \AA}$ . Также подтверждено существование дикарбида  $CeC_2$  с тетрагональной решеткой, идентичной с решеткой  $CaC_2$  [1, 3]. Температура плавления  $CeC_2$  выше  $2300^\circ C$  [3]. Размеры элементарной ячейки о. ц. тетрагональной решетки этой фазы равны:  $a = 3,878 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,488 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1]. Существование трикарбида  $CeC_3$ , предполагаемого в работе [3], отрицается в работе [1], авторы которой наблюдали, что сплав, имеющий почти точно этот состав, состоял из  $CeC_2$  и С. В работе [4] подтверждено существование  $Ce_2C_3$  и  $CeC_2$  и отсутствие  $CeC$  и  $CeC_3$ . При содержаниях С меньших, чем в  $Ce_2C_3$ , в работе [4] наблюдали фазу с г. ц. к. решеткой, период решетки этой фазы равен  $5,13 \text{ \AA}$ , что объяснили существованием аллотропической модификации у металлического Се, а не  $CeC$ .

По данным рентгеновского анализа [1], растворимость С в Се при комнатной температуре составляет  $14,2 \pm 1,8 \%$  (ат.) [ $1,4 \pm 0,2\%$  (по массе)].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Brewer L., Krikorian O. J. Electrochem. Soc., 1956, v. 103, p. 38—51.
3. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
4. Palenik G. J. Dissertation, University of Southern California, 1960, 119 p.

Г, 8091  
0, 6909

### С—Со. Углерод—кобальт \*

В работе [1] определяли растворимость С в жидком Со химическим анализом сплавов, приведенных в равновесное состояние; сплавы готовили на основе электролитического Со высокой чистоты. Растворимость С в Со составляет:

Температура, $^\circ C$	1550	1500	1450	1400	1350	1319
Растворимость, % (ат.)	14,3	14,1	13,3	12,8	12,1	11,9
						(эвт. темп.)

Уравнение, описывающее растворимость С в жидком Со, имеет вид:  $\lg N_C = -1050/T - 0,265$ , что хорошо согласуется с данными работы [2] [растворимость равна 14,4 и 12,3% (ат.) при соответственно 1550 и  $1350^\circ C$ ].

В работе [3] карбюризовали тонкие пленки Со в атмосфере СО и при температуре  $460^\circ C$  получили  $Co_2C$  и  $Co_3C$ .  $Co_2C$  имеет ромбическую решетку;  $a = 2,910 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,469 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,426 \text{ \AA}$ ;  $Co_3C$  — ромбическую решетку, изоморфную решетке  $Fe_3C$ ;  $a = 4,483 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,033 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,731 \text{ \AA}$ .  $Co_2C$  распадается при температуре  $450^\circ C$ , а  $Co_3C$  — при  $477^\circ C$ .

В работе [4] построили неравновесную диаграмму состояния С—Со (скорость охлаждения сплавов составляла около  $10^\circ \text{ град/сек}$ ). Эвтектика плавится при более низкой температуре и содержит больше С, чем в случае равновесной диаграммы состояния.

1. Turkdogan E. T. a. o. J. Iron. Steel Inst. (London), 1956, v. 182, p. 274—277.
2. Kojima Y., Sano K. Tetsu To Hagane, 1961, v. 47, p. 897—902.
3. Nagakura S. J. Phys. Soc. Japan, 1961, v. 16, p. 1213—1219.
4. Мирошниченко И. С. Изв. вузов. Цветная металлургия, 1961, т. 4, вып. I, с. 128—133.

Г, 3634  
0, 6366

### С—Сг. Углерод—хром \*

В работе [1] микроскопическим анализом образцов, закаленных с различных температур, определяли температуру плавления  $Cr_3C_2$  [ $1850 \pm 20^\circ C$ ]; полученное значение температуры плавления плохо согласуется с температурой перитек-

тической горизонтали, указываемой М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 200).

В работе [2] подтвердили структуру и пространственную группу  $Cr_3C_2$  и методом нейтрографии точно определили расположение в пространстве атомов С. Периоды ромбической решетки находятся в хорошем согласовании с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [13]):  $a = 11,44 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,51 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,79 \text{ \AA}$  [3] и  $a = 11,46 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,52 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,82 \text{ \AA}$  [2].

1. Марковский Л. Я. и др. Огнеупоры, 1957, т. 22, с. 42—46.
2. Meinhardt D., Krisement O. Z. Naturforsch., 1960, Bd 15a, S. 880—889.
3. Косолапова Т. Я., Самсонов Г. В. ЖПХ, 1959, т. 32, с. 55—60.

$\bar{2},9580$   
1,0440

### С—Cs. Углерод—цезий

Сs с С образует такие же соединения  $C_8Cs$  и  $C_{24}Cs$ , что образуются в системе С—К (см. ниже) [1].

1. Herold A. Compt. Rend., 1951, v. 232, p. 1484—1495; Bull. Soc. Chim. France, 1955, v. 21, p. 992—1012.

$\bar{1},2765$   
0,7235

### С—Cu. Углерод—медь \*

Повторное определение растворимости С в жидкой Cu подтвердило данные предыдущих исследований; при температуре  $1150^\circ \text{C}$  растворимость составляет около 0,0026% (ат.) [0,0005% (по массе)] [1].

1. Fischer J., Schmidt W. Z. Erzbergbau Metallhüttenw., 1956, Bd 9, S. 284—888.

$\bar{2},8688$   
1,1312

### С—Dy. Углерод—диспрозий

В работе [1] идентифицировали три карбида:  $Dy_3C$ ,  $Dy_2C_3$  и  $DyC_2$ .  $Dy_3C$  имеет г. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $Fe_3N$ , но с сильно выраженным дефектным строением; период решетки равен  $5,079 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1].  $Dy_2C_3$  имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $U_2C_3$ ; период решетки равен  $8,198 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1].  $DyC_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку типа  $CaC_2$  [1, 2];  $a = 3,669 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,176 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, v. 80, p. 498—503.

$\bar{2},8563$   
1,1437

### С—Er. Углерод—эрий

В работе [1] идентифицировали три карбида:  $Er_3C$ ,  $Er_2C_3$  и  $ErC_2$ .  $Er_3C$  имеет г. ц. к. структуру с дефектной решеткой, аналогичную структуре  $Fe_3N$ ; период решетки равен  $5,034 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1]. Структура полуторного карбида  $Er_2C_3$  до настоящего времени еще не установлена. Рентгенограмма  $Er_3C$  аналогична рентгенограмме  $Y_2C_3$  [1]. Дикарибид  $ErC_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку,

236

однотипную с решеткой  $CaC_2$  [1, 2];  $a = 3,620 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,094 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 80, p. 498—503.

$\bar{1},3325$   
0,6675

### С—Fe. Углерод—железо \*

Недавние исследования подтвердили различные детали в строении диаграммы состояния С—Fe, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 201—208). Изменения небольшие:  $<5^\circ$  град и  $<0,4\%$  (ат.) [ $<0,01\%$  (по массе)] С; определение растворимости С в  $\alpha$ -Fe все еще остается трудной экспериментальной задачей.

#### Метастабильная система Fe—Fe<sub>3</sub>C

*Кристаллизация сплавов.* Термический анализ, проведенный в работе [1], показывает, что кривая ликвидуса  $\delta$ -фазы должна быть прямой, которая оканчивается при температуре перитектической горизонтали  $1494 \pm 2^\circ \text{C}$  и 2,47% (ат.) С; жидкая фаза состава перитектической точки содержит 0,75% (ат.) С. Максимальная растворимость С в  $\delta$ -Fe составляет 0,5% (ат.) С. Авторы работы [2] вследствие изменений Международной температурной шкалы (1948 г.) и анализа данных, приведенных Хансеном и Андерко (см. т. I [5]), температуру перитектической горизонтали приняли равной  $1496 \pm 2^\circ \text{C}$  и экстраполировали кривую солидуса  $\gamma$ -фазы (по их данным) до перитектической горизонтали;  $\gamma$ -фаза, образующаяся по перитектической реакции, содержит 0,83% (ат.) [0,18% (по массе)] С.

В работе [1] подтверждена кривая ликвидуса  $\gamma$ -фазы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 204). В работах [1, 2] повторно определили температуры солидуса  $\gamma$ -фазы. В работе [2] применили анализ диффузионных пар между жидкой и твердой фазами и обнаружили, что эта фазовая граница имеет вид прямой линии при выражении состава в процентах по массе. В работе [1] смогли представить свои экспериментальные данные (полученные методами термического и металлографического анализов) в виде прямой линии при выражении состава в атомных процентах. Максимальная растворимость С в  $\gamma$ -Fe составляет: 9,2% (ат.) [2,14% (по массе)] при температуре  $1147^\circ \text{C}$  [2]; 8,7% (ат.) [2,02% (по массе)] при  $1150^\circ \text{C}$  [3]; 8,5 (ат.) [1,97% (по массе)] при  $1144^\circ \text{C}$  [4]; в работах [3, 4] названные значения растворимости получены методом экстраполяции.

#### Превращения в твердом состоянии

В работе [1] установили, что граница между фазовыми областями  $\delta$  и  $\delta + \gamma$  слегка выгнута, а граница между областями  $\delta + \gamma$  и  $\gamma$  изображается прямой. Равновесие  $\gamma$ -Fe с  $Fe_3C$  повторно исследовано в работах [3—5]; полученные результаты прекрасно согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 206). В работе [6], выдерживая цилиндрические образцы соответствующего состава в печи с перепадом температур ( $\sim 1^\circ \text{C/cm}$ ) в течение 24—72 ч, установили, что температура эвтектоидного распада  $\gamma$ - (Fe)  $\rightleftharpoons$   $\alpha$ - (Fe) +  $Fe_3C$  равна  $727,2 \pm 0,5^\circ \text{C}$ . Эвтектоидная точка, по данным работы [3], находится при  $723^\circ \text{C}$  и 3,44% (ат.) [0,76% (по массе)] С, а по данным работы [5] — при  $727,2 \pm 0,5^\circ \text{C}$  и 3,46% (ат.) [0,765% (по массе)] С.

Растворимость С в  $\alpha$ -Fe исследовали методами термодинамики [7], определения времени падения магнитной проницаемости [8] и изотопным ( $C^{14}$ ) методом. В работе [7] исследовали ряд сплавов, начиная с Fe, содержащего 0,0066% (ат.) [0,0014% (по массе)] С; сообщается, что растворимость С равна:

Температура, $^\circ \text{C}$ . . . . .	723	700	600	500	400
Растворимость, % (ат.) . . . . .	1,35	0,110	0,0348	0,0099	0,0009
	[0,294]	[0,0233]	[0,0074]	[0,0021]	[0,0002]

Приводятся [8] значения растворимости, которые существенно меньше величин, даваемых М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [59]). В работе [9] также обнаружили, что растворимость  $S_{\alpha}$ -Fe равна: 0,132 [0,028]; 0,123 [0,024] и 0,066% (ат.) [0,014% (по массе)] при соответственно 700, 680 и 620° С. Если эти данные экстраполировать до температуры 723° С, то максимальная растворимость  $S$  в  $\alpha$ -Fe получится равной 0,165% (ат.) [0,035% (по массе)]. Методом измерения внутреннего трения в работе [10] показано, что в мелкозернистом  $\alpha$ -Fe (размер зерна 15—20 мкм) растворяется больше  $S$ , чем в крупнозернистом  $\alpha$ -Fe (размер зерна 0,5—2 мкм); типичные значения растворимости оказались равными: в мелкозернистом  $\alpha$ -Fe при температуре 710° С растворялось ~0,14% (ат.) [0,03% (по массе)]  $S$ , а при 630° С 0,109% (ат.) [0,021% (по массе)]  $S$ ; в крупнозернистом  $\alpha$ -Fe при температуре 710° С растворимость ~0,094% (ат.) [0,02% (по массе)]  $S$ , а при 630° С соответственно 0,052% (ат.) [0,011% (по массе)]  $S$ .

### Стабильная система Fe — графит

**Кристаллизация сплавов.** Результаты повторного определения растворимости графита в жидком Fe [11—13] прекрасно согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 208). В работе [1] экстраполировали полученные значения растворимости до температуры 1153° С и установили, что эвтектика содержит 17,3% (ат.)  $S$ .

**Превращения в твердом состоянии.** Равновесие между  $\gamma$ -Fe и графитом повторно исследовано при температурах 800—1000° С в работе [3] и при 800—1100° С — в работе [4]. Полученные результаты несколько отличаются от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 206): в работе [3] граница между фазовыми областями изображается вогнутой кривой по отношению к оси составов, а в работе [4] — выпуклой, но в основном «параллельной» границе между областями  $\gamma$  и  $\gamma + Fe_3C$ . Максимальная растворимость графита в  $\gamma$ -Fe составляет 8,6% (ат.) [1,98% (по массе)]  $S$  при температуре 1153° С [3] или 8,10% (ат.) [1,86% (по массе)]  $S$  при 1152° С [4]; эвтектоид при температуре 738° С содержит 3,0% (ат.) [0,66% (по массе)]  $S$  [3] или при температуре 735° С 3,48% (ат.) [0,77% (по массе)]  $S$  [4]. По данным работы [14], в которой исследованы процессы науглероживания и обезуглероживания, растворимость графита в  $\gamma$ -Fe при температуре 1100° С равна 5,5% (ат.) [1,24% (по массе)]; это значение растворимости много ниже данных, полученных другими исследователями.

**Кристаллическая структура.** По данным последних определений, периоды ромбической решетки  $Fe_3C$  равны:  $a = 4,526$  А,  $b = 5,087$  А,  $c = 6,744$  А [15];  $a = 4,51$  А,  $b = 5,079$  А,  $c = 6,730$  А [16] и  $a = 4,516$  А,  $b = 5,077$  А,  $c = 6,727$  А [17]. В работах [17, 18] электронографическим методом исследовали науглероживание пленок Fe; сообщается, что сначала образуется карбид  $Fe_3C$  с гексагональной структурой (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [132]); при дальнейшем науглероживании образуется другая модификация  $Fe_3C$ , имеющая сложную рентгенограмму, которая до настоящего времени еще не расшифрована (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [76]), и в последнюю очередь образуется  $Fe_3C$ . Эти превращения происходят соответственно при температурах 380—400 и ~550° С [18]. Кристаллическая структура гексагонального карбида  $Fe_3C$ , обозначаемого так же как  $\epsilon$ -карбид, обсуждается в работе [17], исходя из состава  $Fe_3C$  и пространственной группы  $R\bar{6}_322$ . На электронограмме видны две системы колец, отвечающие двум гексагональным решеткам с периодами:  $a = 2,752$  и  $a_2 = a_1 \sqrt{3} = 4,767$  А; обе решетки имели один и тот же период  $c = 4,353$  А. Появление двух решеток объяснено существованием вторичных доменов с атомами  $c$  в доменах, построенных из атомов Fe [17]. В работе [19] в стали с 0,58% (по массе)  $S$ , отпущенной при температуре 200° С в течение 1 ч, наблюдали гексагональный карбид со структурой, однотипной структуре  $\epsilon$ - $Fe_3C$ ;  $a = 2,73$  А,  $c = 4,34$  А. Поскольку наблюдаемые значения периодов решетки заметно отличаются от периодов решетки карбида со структурой  $Fe_3C$ , то этому карбиду приписали стехиометрический состав  $Fe_2C$ , предполагая, что периоды линейно изменяются в зависимости от состава. В работе [20] исследовали карбиды

в стали с 1,15% (по массе)  $S$ , отпущенной при разных температурах; обнаружено, что при температуре отпуска  $>200^\circ$  С выделяется карбид с ромбической решеткой;  $a = 3,82$  А,  $b = 4,72$  А,  $c = 12,5$  А (этот карбид соответствует карбиду, о котором сообщается М. Хансеном и К. Андерко, т. I [76]). При температурах 150—200° С выделяется карбид с гексагональной решеткой;  $a = 6,27$  А,  $c = 21,4$  А [21]; составы этих двух карбидов отличаются от состава  $Fe_3C$ . Отмечается [22], что карбид Хегга (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, [76]) имеет состав  $Fe_3C_{1,05}$ . Сообщается [23] о карбиде с кубической решеткой ( $a = 3,875$  А), который, по всей вероятности, имеет состав  $FeC_4$  ( $Fe_4C$ ?). В работе [24] пришли к выводу, что в присутствии  $Fe_3O_4$  наблюдаемый карбид  $Fe_3C$  имеет структуру карбида Хегга.

1. Buckley R. A., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst. (London), 1960, v. 196, p. 403—406.
2. Benz M. G., Elliott J. F. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 323—331 и 888.
3. Scheil E. u. a. Arch. Eisenhüttenw., 1961, Bd 32, S. 251. 260.
4. Neumann T. u. a. Arch. Eisenhüttenw., 1959, Bd 30, S. 35—39.
5. Smith R. P. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 954—957.
6. Smith R. P., Darken L. S. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 727—728.
7. Петрова Е. Ф. и др. ДАН СССР, 1958, т. 121, с. 1021—1024.
8. Singer J., Anolick E. S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 405—409; T. Appl. Phys., 1959, v. 30, p. 1093—1096.
9. Брук Б. И. ДАН СССР, 1959, т. 128, с. 709—712.
10. Lagerberg G., Josefsson A. Acta Met., 1955, v. 3, p. 236—244.
11. Matoba S., Banya S. Technol. Rept. Tohoku Univ., 1955, v. 20, p. 131—141.
12. Turkdogan E. T., Leake L. E. J. Iron Steel Inst. (London), 1955, v. 179, p. 39—41.
13. Schenck H., Perbix G. Arch. Eisenhüttenw., 1961, Bd 32, S. 123—127.
14. Gendrel P., Jacques L. Compt. Rend., 1958, v. 246, p. 596—599.
15. Fruchart R., Michel A. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 171—172.
16. Попова Н. М. Карбидный анализ стали. Оборонгиз, 1957; см. Голубцова Р. П. ДАН СССР, 1959, т. 124, с. 91—93.
17. Nagakura S. J. Phys. Soc. Japan., 1959, v. 14, p. 186—195.
18. Nagakura S. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 465—468, Chem. Abstr., 1960, v. 54, p. 17193.
19. Скаков И. У. и др. ДАН СССР, 1958, т. 118, с. 284—285.
20. Гудкова Н. В. и др. ФММ, 1957, т. 4, с. 500—504.
21. Jack K. H. J. Iron Steel Inst. (London), 1951, v. 169, p. 26; см. [20].
22. Marion F., Faivre R. Compt. Rend., 1958, v. 247, p. 1118—1120.
23. Пинскер З. Г., Каверин С. В. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 386—392.
24. Johnston W. D. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1720—1722.

2,8839  
1,1161

### C—Gd. Углерод—гадолиний

В работе [1] идентифицированы три карбида:  $Gd_3C$ ,  $Gd_2C_3$  и  $GdC_2$ . Карбид  $Gd_3C$  при комнатной температуре ферромагнитен. Он имеет г. ц. к. структуру, однотипную со структурой  $Fe_3C$ , но с сильно дефектной решеткой, период решетки равен  $5,126 \pm 0,005$  А. На основе полупрозрачного карбида  $Gd_2C_3$  образуется область твердых растворов, о ширине которой говорят различные значения периода решетки в двух соседних двухфазных областях.  $Gd_2C_3$  имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой  $U_2C_3$ ;  $a = 8,3221 \pm 0,0005$  А (твердый раствор на основе  $Gd_2C_3$  богат Gd) и  $a = 8,3407 \pm 0,0006$  А (твердый раствор богат C). Дикарбид  $GdC_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $CaC_2$  [1, 2];  $a = 3,718 \pm 0,001$  А,  $c = 6,275 \pm 0,003$  А [1].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.



### С—Ge. Углерод—германий

Диаграмма состояния С—Ge (рис. 109) построена в работе [1] для интервала температур 2780—3170° С методом анализа образцов Ge, насыщенных С при выдержке в графите под давлением Ag 55 ат. Диаграмма состояния С—Ge построена при давлении выше 108 ат; в этих условиях С плавится при 3730° С. Если растворимость С в жидком Ge экстраполировать до температуры плавления Ge, то получится, что она равна  $10^8$  атомов С на  $1 \text{ см}^3$  [ $\sim 2,3 \cdot 10^{-15}$  % (ат.) С]; однако поскольку образуются неидеальные растворы, то приводимое значение растворимости является нижним пределом. В работе [1] не обнаружили признаков образования соединений С с Ge при температурах до 3170° С.

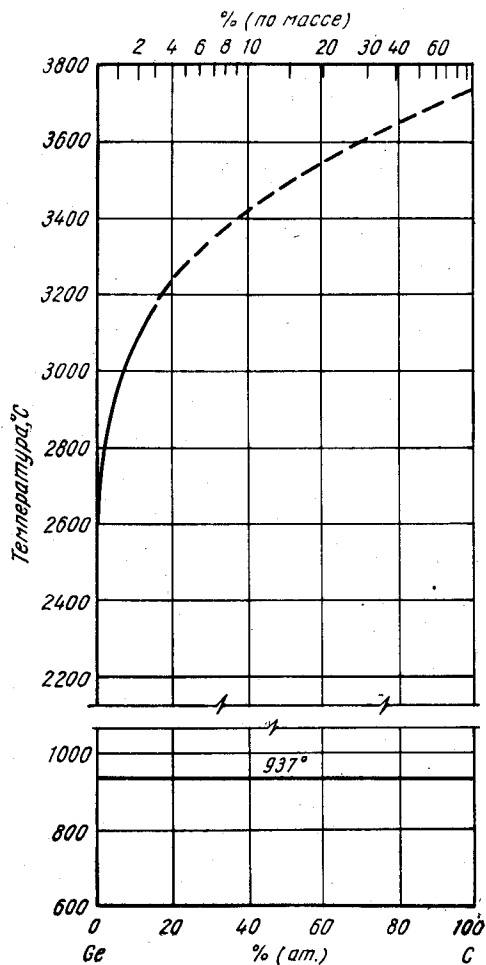


Рис. 109. С—Ge

Попытки приготовить соединения в системе С—Ge взаимодействием жидкого Ge и твердого С окончились неудачно [2], хотя о существовании карбидов в паровой фазе сообщалось в работе [3]. Температура трехфазной реакции, отмеченная в работе [1], является температурой плавления Ge.

Попытки приготовить соединения в системе С—Ge взаимодействием жидкого Ge и твердого С окончились неудачно [2], хотя о существовании карбидов в паровой фазе сообщалось в работе [3]. Температура трехфазной реакции, отмеченная в работе [1], является температурой плавления Ge.

1. Scase R. I., Slack G. A. J. Chem. Phys., 1959, v. 30, p. 1551—1555; Scase R. J., Slack G. A. В кн. «Silicon Carbides», Pergamon Press, N. Y., 1960, p. 24—28.
2. Duwez P. Частное сообщение; см. Wright W. V., Bartils F. T. C. В кн. «Silicon Carbide», Pergamon Press, N. Y., 1961, p. 31—36.
3. Drowart J. a. o. J. Chem. Phys., 1959, v. 30, p. 308—393; см. там же, p. 34.

### С—Hf. Углерод—гафний \*

Согласно работам [1, 2], диаграмма состояния С—Hf аналогична диаграмме состояния С—Zr; иначе говоря, тугоплавкий монокарбид HfC образует эвтектики соответственно с Hf и С. Указывается [2], что эвтектика, богатая Hf, содержит <9,5% (ат.) [0,7% (по массе)] С. Поскольку в спеченном сплаве, содержащем 10% (ат.) С, обнаружили признаки твердого раствора на основе HfC, то пришли

к выводу [1], что растворимость С в Hf в твердом состоянии много меньше 10% (ат.). Температура плавления эвтектики HfC + С равна  $3250 \pm 50$ ° С [3]. На основе HfC образуется широкая область твердых растворов за счет растворения Hf в карбиде; при температуре 1550° С границы этой области проходят при 37—50 [1] и 36—50% (ат.) С [4]. HfC имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом 4,614—4,631 А [37—50% (ат.) С] [1], но поскольку Hf, использованный для приготовления сплавов, содержал 5% Zr, то предполагается [1], что более реальное значение периода решетки HfC 4,628 А (при стехиометрическом составе).

1. Benesowsky F., Rudy E. Plansee Berichte Pulvermetall., 1960, Bd 8, S. 66—71.
2. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 8.
3. Портной К. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, вып. 2, с. 147—149.
4. Самсонов Г. В., Уманский Я. С. Твердые соединения тугоплавких металлов. Металлургияздат, 1957, с. 118; см. [1].

### С—Ho. Углерод—гольмий

В работе [1] идентифицированы три карбида: Ho<sub>3</sub>C, Ho<sub>2</sub>C<sub>3</sub> и HoC<sub>2</sub>. Ho<sub>3</sub>C имеет г. ц. к. структуру, однотипную со структурой Fe<sub>3</sub>N, но с сильно дефектной решеткой; период решетки равен  $5,061 \pm 0,002$  А [1]. Ho<sub>2</sub>C<sub>3</sub> — диморфный карбид; одна полиморфная модификация этого карбида имеет о. ц. к. решетку, однотипную с решеткой U<sub>2</sub>C<sub>3</sub>, и период  $a = 8,176 \pm 0,003$  А (твердый раствор на основе Ho<sub>2</sub>C<sub>3</sub> богат С); другая полиморфная модификация имеет рентгенограмму, аналогичную рентгенограмме Y<sub>2</sub>C<sub>3</sub>; в настоящее время структура этой модификации еще не расшифрована [1]. HoC<sub>2</sub> имеет о. ц. тетрагональную решетку, однотипную с решеткой CaC<sub>2</sub> [1, 2];  $a = 3,643 \pm 0,001$  А,  $c = 6,139 \pm 0,002$  А [1].

1. Spedding F. H. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Amer. Chem. Soc. 1959, v. 80 p. 498—503.

### С—Ig. Углерод—иридий \*

Температура эвтектики в системе графит — Ig равна  $2296 \pm 16$ ° С [1]. Для приготовления сплавов использовали Ig, содержащий максимум 0,043% (по массе) примесей.

1. Nader M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 66, p. 1468—1471.

### С—K. Углерод—калий

В предыдущих работах [1, 2] установлено, что при смешении графита, сажи или древесного активированного угля с К образуются вещества с различной окраской и измеримыми теплотами образования. Методом измерения упругости диссоциации показано, что эти вещества имеют определенные стехиометрические составы: C<sub>4</sub>K, C<sub>8</sub>K и C<sub>16</sub>K. Аналогично показано, что существуют C<sub>8</sub>Rb и C<sub>8</sub>Cs. Позднее обнаружили, что эти вещества представляют собой модификации решетки графита, в которых слои атомов С периодически замещены слоями атомов К [3]. Структура C<sub>8</sub>K состоит из чередующихся слоев атомов Си К [3]; если при удалении атомов К после каждой плоскости, занятой атомами К, следуют две плоскости, занятые атомами С, то образуется структура C<sub>16</sub>K.

В обстоятельном исследовании [4] обнаружено, что  $C_8K$  диспропорционирует на серию структурно различных веществ, имеющих стехиометрические составы:  $C_{24}K$ ,  $C_{36}K$ ,  $C_{48}K$  и  $C_{60}K$ . Также показано, что существует аналогичное вещество  $C_8Rb$  и имеется полная аналогия в составах, которые можно получить при диспропорционировании этого вещества. Во всех случаях подтверждена структурная аналогия с кристаллической структурой графита. Слои атомов С располагаются в шестиугольные сетки, а слои атомов металла — в треугольные сетки. Структура  $C_{24}K$  распространяется на вещества от  $C_{21}K$  до  $C_{27}K$ . На основании этого можно объяснить идентификацию в работе [5]  $C_{40}K$ ; это вещество, по всей вероятности, в работе [4] обозначили как  $C_{36}K$ .

Поскольку все эти вещества определенного стехиометрического состава имеют родственные структуры, их, вероятно, нельзя называть промежуточными фазами а условно можно рассматривать как серии упорядоченных расположений атомов в ограниченных твердых растворах K, Rb и Cs в графите.

1. Fredenhagen K., Cadenbach G. Z. Anorg. Allgem. chem., 1926, Bd 158, S. 249—263.
2. Fredenhagen K., Cadenbach G. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1929, Bd 178, S. 353—365.
3. Schleede A., Wellman M. Z. Physik. Chem. (Leipzig), 1932, B18, S. 1—28.
4. Rüdorff W., Schulze E. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1954, Bd 227, S. 156—171.
5. Hirold A. Compt. Rend., 1951, v. 232, p. 838—839.

2,9368  
1,0632

### C—La. Углерод—лантан \*

В работе [1] построили диаграмму состояния C—La (рис. 110) в интервале концентраций 0—70% (ат.) С методами термического, микроскопического, рентгеновского анализов, определения температуры начала плавления и измерения электрического сопротивления сплавов, приготовленных из La чистой 99,9%. Растворимость С в  $\beta$ -La в твердом состоянии уменьшается с 3,4% (ат.) при эвтектической температуре (806° С) до ~0,6% (ат.) при 695° С. При температуре 806° С  $La_2C_3$  имеет максимальную область твердых растворов, простирающуюся от 55 до 60% (ат.) С;  $LaC_2$  также имеет область гомогенности. Как показали измерения электросопротивления,  $LaC_2$  претерпевает аллотропическое превращение при 1800° С; высокотемпературная модификация  $\epsilon$ - $LaC_2$  плавится конгруэнтно при 2356° С. Анализ сплавов в литом состоянии показывает, что при содержании С, превышающем его содержание в  $LaC_2$ , другие карбидные фазы не образуются.

Различные значения периодов решеток  $La_2C_3$  и  $\delta$ - $LaC_2$  приводятся в работе [1].  $La_2C_3$  имеет о. ц. к. решетку [2, 3], однотипную с решеткой  $U_2C_3$ . Период решетки находится в пределах 8,803—8,819 А [2, 3], что очень близко к периоду, изменяющемуся в пределах от  $8,8034 \pm 0,0004$  до  $8,8185 \pm 0,0004$  А [1].  $\delta$ - $LaC_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, однотипную с решеткой  $CaC_2$ ;  $a = 3,934 \pm \pm 0,002$  А,  $c = 6,572 \pm 0,003$  А [2];  $a = 3,9322 \div 3,9373$  А,  $c = 6,5716 \div \div 6,5722$  А [1]. Менее точные значения периодов решетки  $LaC_2$  приводятся в работах [4—6] и  $La_2C_3$  — в работе [5].  $\epsilon$ - $LaC_2$  имеет кубическую структуру типа  $FeS_2$  (пирита); период решетки равен  $6,0 \pm 0,1$  А [6].

1. Spedding F. H. a. o. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 192—199.
2. Atōji M. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 1804—1808.
3. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
4. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
5. Polenik G. J. Dissertation, University of Southern California, Los Angeles, 1960, 111p.
6. Fredig M. A. J. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 43, p. 493, Hikido T. U. S. At Energy Comm. TID—7603, 1960, p. 113.

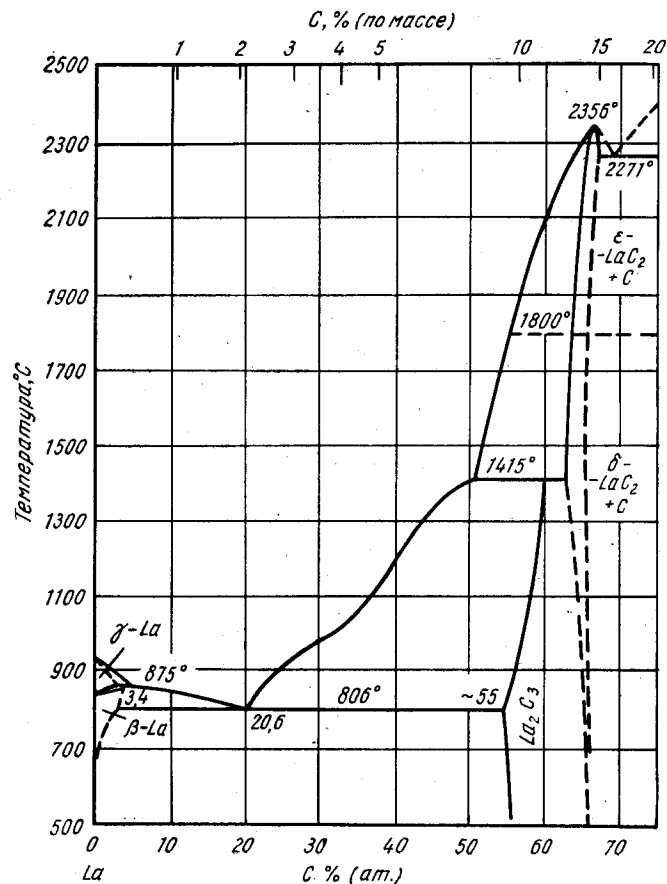


Рис. 110. C—La

0,2379  
1,7621

### C—Li. Углерод—литий

Диаграмма состояния C—Li (рис. 111) построена в работе [1] методами термического и рентгеновского анализов 28 сплавов, приготовленных в интервале концентраций 0—50% (ат.) С. В изученной части диаграммы состояния обнаружена одна промежуточная фаза, обозначенная  $Li_2C_2$ . Существование этой фазы отмечалось в более ранней работе [2]. В работе [2] также предполагается существование  $LiC_4$ , но в работе [1] признаков этой фазы не обнаружили. Согласно работе [1], соединение  $Li_2C_2$  полиморфно; термический анализ (остановки) и рентгенограммы, снятые с порошков, показывают отклонения от обычного хода кривых при температурах 410, 440 и 560° С. Между Li и  $Li_2C_2$  имеется эвтектика, которая плавится при температуре 165° С и содержит <1% (ат.) С.

1. Fedorov P. I., Su M. T. (Федоров П. И., Су М. Т.), J. Chinese Chem. Soc. 1957, v. 23, p. 30—39.
2. Herold A. Bull. Soc. Chim. France, 1955, v. 21, p. 299—1012.

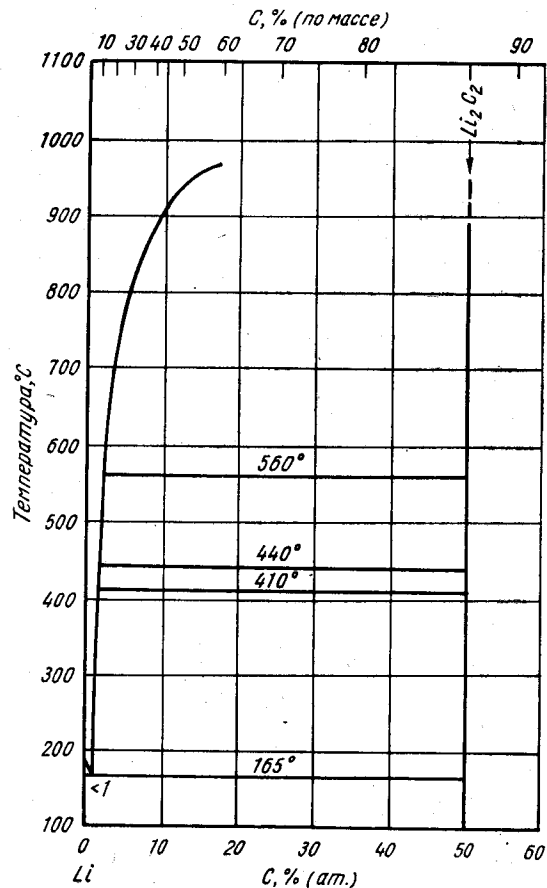


Рис. 111. С—Li

**С—Lu. Углерод—лютеций**

$\bar{T}$ , 8365  
1, 1635

В работе [1] определена кристаллическая структура трех карбидов:  $\text{Lu}_2\text{C}_3$ ,  $\text{Lu}_2\text{C}_2$  и  $\text{Lu}_2\text{C}$ ;  $\text{Lu}_2\text{C}$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $\text{Fe}_2\text{N}$ , но более дефектную;  $a = 4,965 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Карбид  $\text{Lu}_2\text{C}_3$  рентгенографически идентифицируется аналогичным  $\text{Y}_2\text{C}_3$ , однако его кристаллическая структура точно не определена. Карбид  $\text{Lu}_2\text{C}_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, изоструктурную с  $\text{CaC}_2$ ;  $a = 3,563 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,964 \pm 0,006 \text{ \AA}$ .

1. Spreding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.

$\bar{T}$ , 3397  
0, 6603

**С—Mn. Углерод—марганец \***

В работе [1] определена растворимость С в жидком Mn при температурах 1350—1700° С. Перитектическая температура, при которой предполагалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I) образование  $\epsilon$ -карбида, оказалась равной

1308° С; жидкость, находящаяся при этой температуре в равновесии с  $\epsilon$ -карбидом и  $\text{C}_3\text{Mn}_7$  содержит 26,5% (ат.) С. Ликвидус затем резко повышается.

Полученный ликвидус не совпадает с приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 209).

Температура, °С	1350	1400	1450	1500	1600	1650	1700
Содержание С, % (ат.)	27,2	27,2	28	28,5	29,2	29,9	30,3

В работах [2, 3] проведен рентгеноструктурный анализ литых сплавов. Определено, что в твердом растворе растворяется 8,5% (ат.) [2% (по массе)] С и установлено шесть карбидов, имеющих следующие кристаллические решетки:  $\text{C}_2\text{Mn}_4$  — тетрагональную,  $\text{C}_2\text{Mn}_6$  — ромбическую и гексагональную,  $\text{C}_3\text{Mn}_8$  — триклинную и гексагональную, карбид возможного состава  $\text{C}_3\text{Mn}$  — кубическую. Проведенные эксперименты [2, 3] не настолько точны, чтобы полученные данные можно было включить в равновесную диаграмму. Сплав, содержащий 20% (ат.) С, после закалки в воде с 1350—1400° С имел тетрагональную решетку;  $a = 7,66 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,57 \text{ \AA}$ . Возможно, это  $\epsilon$ -фаза на диаграмме, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I). В этих же работах [2, 3] решетка  $\text{C}_2\text{Mn}_6$  определена ромбической ( $a = 5,53 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,11 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,76 \text{ \AA}$ ), изоструктурной с  $\text{CFe}_6$ , однако указанный состав в соответствии с опубликованной диаграммой находится в области твердого раствора на основе  $\text{C}_3\text{Mn}_7$ . Гексагональная решетка  $\text{C}_3\text{Mn}_8$  имеет периоды  $a = 13,90 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,55 \text{ \AA}$ . Для триклинной структуры карбида  $\text{C}_3\text{Mn}_8$  приведен лишь один период  $a = 11,07 \text{ \AA}$ .

1. Turkdogan E. T. a. o. J. Iron Steel Inst. (London), 1956, v. 182, p. 274—277.
2. Picon M., Flahaut J. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 62—64.
3. Picon M., Flahaut J. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 534—537.

$\bar{T}$ , 0975  
0, 9025

**С—Mo. Углерод—молибден \***

Диаграмма, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 211), была подтверждена новыми работами. Температура эвтектической реакции  $(\text{Mo}) + \text{Mo}_2\text{C} \rightleftharpoons \text{Ж}$  определена равной  $2210 \pm 14^\circ \text{ C}$ , перитектической  $\text{Ж} + \text{MoC} \rightleftharpoons \text{Mo}_2\text{C}$  равной  $2410 \pm 15^\circ \text{ C}$  [1]. Используемые сплавы содержали максимум 0,25% примесей. В работе [2] указано на «небольшую» в соответствии с диаграммой растворимость С в Мо. При исследовании диффузионного взаимодействия С и Мо с использованием газообразного углерода был обнаружен лишь один слой, содержащий  $\text{Mo}_2\text{C}$  [3]. Это указывает на то, что эвтектичный распад  $\text{MoC}$  происходит при температурах выше  $1200^\circ \text{ C}$ .

**Кристаллическая структура.** Периоды решетки гексагональной фазы  $\text{Mo}_2\text{C}$  определены в работах [2—5];  $a = 2,997 \div 3,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,722 \div 4,736 \text{ \AA}$ . Результаты исследований хорошо совпадают. Наиболее точные величины:  $a = 3,2029 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,7290 \text{ \AA}$  [5]; для получения этих данных при рентгеноструктурном анализе были введены поправки на преломление.

Проведены дальнейшие исследования стабильности соединения  $\text{MoC}$ , при этом найдены четыре модификации примерно одинакового состава. Одна из них, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [28]) как  $D_{6h}^4$ , г. к., 12 атомов (6 формульных единиц) в элементарной ячейке, найдена в работе [2] только в области 40% (ат.) С; для нее предложена формула  $\text{Mo}_3\text{C}_2$ . Проводили горячее прессование смеси Мо и ламповой сажи стехиометрического состава при различных давлениях [6]. Обнаружено, что высокие температуры и давление ( $1750^\circ \text{ C}$ ,  $600 \text{ кг/см}^2$ ) способствуют образованию чистого соединения  $\text{MoC}$  с гексагональной решеткой ( $D_{6h}^4$ ), описанной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [28]).

При температуре  $500^\circ \text{ C}$  и давлении  $200 \text{ кг/см}^2$  получены смеси  $D_{6h}^4$  —  $\text{MoC}$  и  $\text{Mo}_2\text{C}$ .

$D_{6h}^4$ —МоС превращается в  $Mo_2C$  (и возможно в графит) отжигом при  $750^\circ C$  при «значительном» давлении.

В работе [4] г. к. фаза обозначена  $\eta$ -фазой. Фаза, обнаруженная в результате исследований эквивалентных смесей Мо и С и  $Mo_2C$  с С при давлениях 40—70 кбар и температурах 1800—2500° С, обозначена  $\alpha$ -МоС (г. ц. к. решетка). Кроме  $\eta$ - и  $\alpha$ -фаз найдены  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы (обе с гексагональной решеткой), образующиеся при низких температурах и давлениях [4]. Кристаллические структуры фаз «МоС» суммированы в табл. 9.

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
2. Rudy E. u. a. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 841—855.
3. Архаров В. И. и др. ФММ, 1960, т. 9, с. 695—700.
4. Clougherty E. V. a. o. Nature, 1961, v. 191, p. 1194.
5. Fries R. J., Kempter C. P. Anal. Chem., 1960, v. 32, p. 1898.
6. Ковальский А. Е., Семеновская С. В. Кристаллография, 1959, т. 4, с. 923—924.

ТАБЛИЦА 9. ФАЗЫ «МоС»

Название фазы	Периоды, Å		Количество атомов Мо на элементарную ячейку	Источник
	a	c		
Г. к., $D_{6h}^4$ . . . . .	3,01	14,61	6	[28] *
Г. к., $D_{6h}^4$ ( $Mo_2C_2$ ) . . . . .	3,013	14,64	—	[2]
Г. к. $\eta$ . . . . .	3,00	14,58	6	[4]
Гексагональная $\gamma$ . . . . .	2,898	2,809	1	[4]
Изоструктурная с WC . . . . .	2,898	2,809	1	[28] *
Гексагональная $\gamma'$ . . . . .	2,932	10,97	4	[4]
Гексагональная . . . . .	2,932	10,97	4	[28] *
Г. ц. к. ( $NaCl$ ) $\alpha$ . . . . .	4,27	—	4	[4]
Г. ц. к. . . . .	4,28	—	—	[28] *

\* По М. Хансену и К. Андерко (см. т. I).

I, 7178  
0, 2822

### С—Na. Углерод—натрий

По данным работы [1], Na не взаимодействует с С. Авторы работы [2], подтверждая данные [1], сообщают, что ниже температуры  $900^\circ C$  какие-либо соединения не образуются. Тем не менее получено [3] соединение Na—С (графит), соответствующее примерно формуле  $C_{64}Na$ . Период для этого соединения равен 28 Å, среднее расстояние между атомными слоями 3,50 Å. В работе [4] обсуждается кристаллическая структура соединения  $C_{64}Na$ , предполагается, что она ромбическая, структурной группы  $C222_1$ . В работе [5] сообщается о получении двух соединений, одно из которых имеет гексагональную решетку, другое — кубическую.

Растворимость С в жидком Na при разных температурах определена в работе [6]. Данные приведены в табл. 10 для четырех температур и при разном содержании О в сплавах.

Согласно данным работы [7], опубликованной раньше работы [3], нет положительных предпосылок для образования соединения Na—С. Кроме того, предполагается [7], что растворимость С в жидком Na заметно зависит от материала тигля. Материал растворяется в жидком Na и растворенные атомы взаимодей-

246

ТАБЛИЦА 10. РАСТВОРИМОСТЬ С В ЖИДКОМ Na [6], % · 10<sup>-4</sup>

Температура, °С	Na с 0,004% (по массе) О		Na с 0,026% (по массе) О	
	(по массе)	(ат.)	(по массе)	(ат.)
700	75,1	144	186	356
500	63,6	122	168	322
300	47,0	90	141	270
147	32,5	62	112	214

ствуют с С. Последнее предположение должно было бы опровергнуть результаты, полученные в работе [6]. Однако подчеркивается [6], что данные о растворимости воспроизводятся в опытах как при нагревании, так и при охлаждении. Сказанное позволяет считать приведенные значения растворимости С в жидком Na правильными.

1. Fredenhagen K., Gadenbach G. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1926, Bd 158, S. 249—263.
2. Herold A. Compt. Rend., 1951, v. 232, p. 1484—1485.
3. Asher R. C., Wilson S. A. Nature, 1958, v. 181, p. 409—410.
4. Wolten G. M. U. S. At. Energy Comm. NAA—SR—4545, 1960, 18p.
5. Войдило М. К. Труды Киргизского сельскохозяйственного института, 1957, № 10, с. 209—216.
6. Gratton J. G., U. S. At. Energy Comm. KAPL—1807, 1957, 18p.
7. Siegel S. a. o. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 321—330.

I, 1115  
0, 8885

### С—Nb. Углерод—ниобий \*

Фазовые равновесия в системе С—Nb исследовали в работах [1—5]; диаграмма состояния С—Nb (рис. 112) построена по данным различных исследователей. Результаты работ [1—5] согласуются между собой в том, что: а) в системе С—Nb имеются два соединения:  $Nb_2C$ , образующееся по перитектической реакции, и NbC, плавящееся конгруэнтно, и б) имеются две эвтектики: (Nb) + (Nb<sub>2</sub>C) и (NbC) + С.

Измерениями внутреннего трения в работе [6] определили растворимость С в Nb при температуре  $310^\circ C$ , которая составляет <0,077% (ат.). В работе [1] методом микроскопического анализа показано, что максимальная растворимость С в Nb составляет 0,23% (ат.). По данным работы [7], растворимость С в Nb равна 2% (ат.), что вытекает из результатов определения периода решетки, однако точность этих данных вызывает сомнение. Химическим анализом листов из Nb в работе [2] показано, что растворимость С в Nb велика при эвтектической температуре, но быстро уменьшается до 0,77% (ат.) [0,10% (по массе)] при температуре  $1800^\circ C$ . В работе [5], по всей вероятности, методом металлографического анализа, показано, что растворимость С в Nb имеет следующие значения:

Температура, °С . . . . .	1900	1700	1500	1200	<1200
Содержание, % (ат.) . . . . .	1,8	0,4	0,2	0,1	<0,08

Данные работ [2, 5] по растворимости С в Nb в твердом состоянии объединены на рис. 112.

Сообщается, что температура эвтектики (Nb) + (Nb<sub>2</sub>C) равна 2335 [1], 2230 [2],  $2335 \pm 20$  [3],  $2328 \pm 17$  [4] или  $2340 \pm 20^\circ C$  [5]. По данным микроскопического исследования [1, 2], эвтектика содержит 10,5% (ат.) [1,5% (по массе)] С; в работе [5] экстраполировали кривую ликвидуса до 13,5% (ат.) С.

247

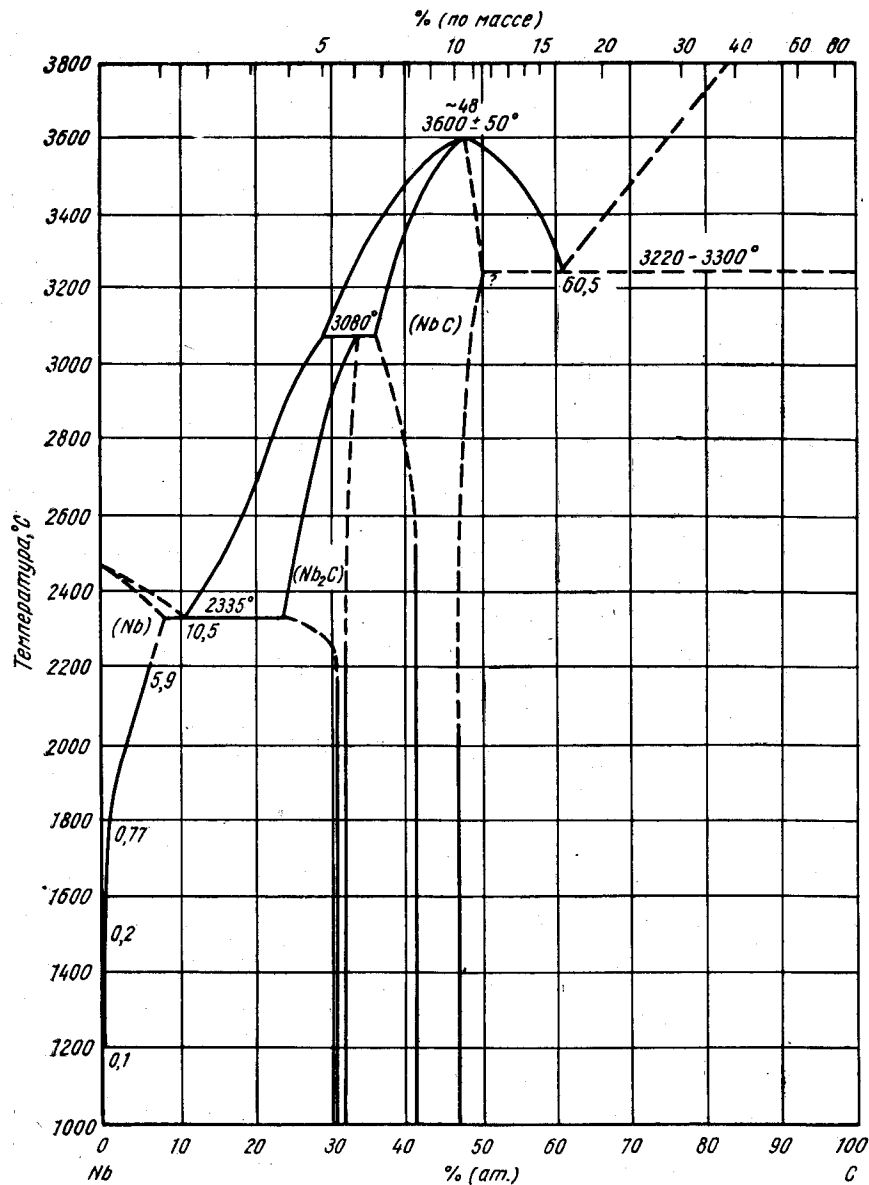


Рис. 112. С—Nb

Это позволило сделать вывод, что микроструктура сплава с 13,21% (ат.) С, состоящая, по данным работы [5], из кристаллов (Nb) и эвтектики, на самом деле, что более вероятно, представляет собой (Nb<sub>2</sub>C) и эвтектику.

В работе [5] в общих чертах построены кривые ликвидуса и солидуса в интервале концентраций 0—70% (ат.) С, а в работе [3] определены температуры солидуса сплавов в интервале концентраций 0—50% (ат.) С; в обеих работах для определения температуры плавления использовали оптические пирометры. В основном данные работ [3] и [5] согласуются, при построении же диаграммы состояния С—Nb (см. рис. 112) предпочтение было отдано более обстоятельной работе [5].

Для температуры перитектической реакции, при которой образуется Nb<sub>2</sub>C, приводятся разные значения: 3265 [1], 3090 ± 50 [3], 3080 ± 35 [4] или 3080 ± ± 50° С [5]. В работе [7] указаны границы области гомогенности на основе Nb<sub>2</sub>C, полученные по данным рентгеновского исследования [26,5—33,3% (ат.) С]; в работе [2], изучая изменение периодов решеток, пришли к выводу, что область гомогенности на основе Nb<sub>2</sub>C лежит в пределах 30,7—32,4% (ат.) С, т. е. при избытке Nb по сравнению со стехиометрическим составом. В работе [3] приводятся данные термического и рентгеновского анализов, подтверждающие небольшую ширину области твердых растворов на основе Nb<sub>2</sub>C, хотя авторы указывают, что эта область почти отвечает стехиометрическому соотношению компонентов. При построении диаграммы состояния Nb—С (см. рис. 112) приняты данные работы [2], подкрепленные химическим анализом сплавов.

Область твердых растворов на основе NbС также сужена при более низких температурах — при 2000° С она располагается в пределах 41,7—47,6% (ат.) С [7], 40,9—48,2% (ат.) С [8] и 41,0—46,9% (ат.) С [2]. По данным более поздней работы [3], граница области гомогенности со стороны Nb проходит при температурах 2500 и 1600° С соответственно при 41,1 и 41,4% (ат.) С. В работе [3] не смогли проверить, достигается ли стехиометрический состав при повышенных температурах.

Температура плавления NbС составляет, °С: 3700—3800 (см. М. Хансен и К. Андерко, т. 1 [12]), 3500 ± 125 (там же, [13]), ~3350 [8], 3485 [9], 3500 ± ± 75 [3], 3480 ± 50 [4] или 3600 ± 50 [5]. В работе [3] указывается, что при конгруэнтном плавлении NbС содержит 46,2% (ат.) С; в работе [4] NbС плавится при стехиометрическом составе, хотя экспериментальные данные также хорошо подтверждают, что конгруэнтное плавление происходит при более низком содержании С.

На основе данных работ [3, 4] дистектическая точка конгруэнтного плавления NbС отвечает температуре 3600 ± 50° С и находится при 48% (ат.) С.

Температура эвтектики NbС + графит определена неточно: ~3250 [3], 3220 ± 40 [4], 3300 ± 50 [5], 3080 ± 50 [10] или 2950—3000° С [11]. Эвтектика содержит 60,5% (ат.) С [5], 55—60% (ат.) С [11]; состав эвтектики, указываемый в работе [4] — 48,9% (ат.) [11% (по массе)] С, по-видимому, необоснован. Растворимость Nb в графите составляет ≤0,001% (ат.) [0,01% (по массе)], что равно чувствительности методики, использованной в работе [12].

**Кристаллическая структура.** Nb<sub>2</sub>C имеет гексагональную решетку с периодами, возрастающими при увеличении содержания С:  $a = 3,120 \div 3,128 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,957 \div 4,974 \text{ \AA}$  [7];  $a = 3,115 \div 3,119 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,954 \div 4,966 \text{ \AA}$  [2];  $a = 3,113 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,949 \text{ \AA}$  [5].

NbС имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом, возрастающим при увеличении содержания С:  $a = 4,4317 \div 4,4690 \text{ \AA}$  [41,1—47,6% (ат.) С] [7];  $a = 4,4281—4,4702 \text{ \AA}$  [40,9—48,2% (ат.) С] [8];  $a = 4,433 \div 4,470 \text{ \AA}$  [41,0—46,9% (ат.) С] [2];  $a = 4,422 \div 4,462 \text{ \AA}$  [40—47% (ат.) С] [5]. Значения периода решетки, полученные в других работах [9, 13, 14], находятся внутри названных пределов, но границы области твердых растворов на основе NbС не указываются.

Сообщается [1], что при распаде пересыщенного твердого раствора в сплаве, содержащем <1,2% (ат.) С, выделяется метастабильная фаза; эта фаза, исчезающая в процессе длительного отжига, имеет тетрагональную структуру, которая, по всей вероятности, представляет собой искаженную структуру NbС. В работе [7], учитывая сильную дифракционную линию, предположили суще-

ствование соединения между NbC и Nb<sub>2</sub>C; в работах [2, 3, 5] не смогли обнаружить признаков этого соединения.

1. Pochon M. L. a. o. AIME Metallurgical Society Conference, v. 2, «Reactive Metals», Interscience Publishers, Inc., N. Y., 1959, p. 327—347.
2. Elliott R. P. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 13—28.
3. Storms E. K., Krikorian N. H. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1471—1477.
4. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
5. Kimura H., Sasaki Y. Trans. Japan Inst. Metals, 1961, v. 2, p. 98—104; Trans. Natl. Res. Inst. Metals, (Tokyo), 1961, v. 3, p. 111—119.
6. Powers R. W., Doyle M. V. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 1285—1288.
7. Brauer G., Lesser R. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 8—10.
8. Storms E. K., Krikorian N. H. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 1747—1749.
9. Brownlee L. D. J. Brit. Nucl. Energy Conf., 1959, v. 4, p. 35.
10. Портной К. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, вып. 2, с. 147—149.
11. Ковальченко М. С., Самсонов Г. В. ДАН УССР, 1961, т. 11, с. 1478—1481.
12. Годин Ю. Г. и др. Металлургия и металловедение чистых металлов, Сб. научных работ, МИФИ, 1961, вып. 3, с. 284—289.
13. Elliott R. O., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1958, v. 62, p. 630—631.
14. Roof R. B., Lombardo J. J. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 50—51.

2,9204  
1,0796

### C—Nd. Углерод—неодим

В системе существуют два карбида: Nd<sub>2</sub>C<sub>3</sub> и NdC<sub>2</sub> [1]. Целенаправленные попытки обнаружить трикарбид синтезированием смеси стехиометрического состава показали, что такой карбид не существует. Карбид Nd<sub>2</sub>C<sub>3</sub> имеет область гомогенности, о чем свидетельствуют различия в периодах решетки этого соединения, находящегося в равновесии с твердым раствором, с одной стороны, и с NdC<sub>2</sub>, с другой.

Решетка карбида Nd<sub>2</sub>C<sub>3</sub> о. п. к., изоструктурная с U<sub>2</sub>C<sub>3</sub>. Период решетки сплавов со стороны Nd равен  $8,5207 \pm 0,0011$  А, со стороны NdC<sub>2</sub> —  $8,5478 \pm 0,0006$  А. Карбид NdC<sub>2</sub> был впервые обнаружен в работе [2], где изучена его кристаллическая решетка и определена температура плавления ( $>2000^\circ$  C); он имеет о. п. тетрагональную решетку, изоструктурную с CaC<sub>2</sub> [1—3]. Наиболее точно ее периоды измерены в работе [1]:  $a = 3,823 \pm 0,001$  А,  $c = 6,405 \pm 0,003$  А.

Растворимость С в Nd мала или совсем отсутствует [1].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Von Stackelberg M. Z. Elektrochem., 1931, Bd 37, S. 542.
3. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.

1,3110  
0,6890

### C—Ni. Углерод—никель \*

Существование метастабильного карбида Ni подтверждается данными работы [1], в которой быстрым охлаждением с температуры  $1400^\circ$  C была получена заэвтектическая структура. Эвтектическая смесь, находящаяся между кристаллами первичного твердого раствора на основе Ni, имеет твердость  $518$  кг/мм<sup>2</sup>, в то время как твердость на границах зерен этого твердого раствора  $303$  кг/мм<sup>2</sup>;

250

после последующего отжига при  $1000^\circ$  C в течение 1,5 ч карбид распадается с образованием графита. На существование стабильного карбида указывается и в работе [2], где науглероживанием Ni фольги в СО при температуре  $<450^\circ$  C был получен карбид Ni<sub>3</sub>C. На основании того, что период решетки Ni<sub>3</sub>C не изменился в течение одного года, сделан вывод [2], что это стабильный карбид; его решетка г. к.:  $a = 2,628$  А,  $c = 4,306$  А. Данные примерно соответствуют приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [19, 31]).

Растворимость С в жидком Ni определена химическим анализом сплавов, приготовленных из электролитического Ni высокой чистоты [3]:

Температура, °C	1550	1500	1450	1350	1314 (эвтектическая)
Растворимость, % (ат.) С	12,5	11,9	10,9	9,5	8,9

Растворимость, рассчитанная из уравнения  $\lg N_C = 875/T - 0,521$  [4], ниже: 8,7% (ат.) при  $1350^\circ$  C, 9,8% (ат.) С при  $1550^\circ$  C.

В работе [5] изучена метастабильная фазовая диаграмма. Сплавы отливали со скоростями охлаждения примерно  $10^5$  °C/сек. Эвтектическая температура оказалась ниже, а эвтектическая точка — более обогащена С по сравнению с равновесной диаграммой.

1. Сидоренко Р. А. ФММ, 1959, т. 8, с. 595—598.
2. Nagakura S. J. Phys. Soc. Japan, 1957, v. 12, p. 482—494.
3. Turkdogan E. T. a. o. J. Iron and Steel Inst., 1956, v. 182, p. 274—277.
4. Kojima Y., Sano K. Tetsu To Hagane, 1961, v. 47, p. 897—902.
5. Мирошниченко И. С. Изв. вузов. Цветная металлургия, 1961, т. 4, № 1, с. 128—133.

2,8003  
1,1997

### C—Os. Углерод—осмий \*

Эвтектическая температура со стороны Os определена равной  $2732 \pm 22^\circ$  C [1]. Использовали Os, содержащий менее 0,087% (по массе) примесей. Соединение OsC имеет гексагональную решетку типа WC;  $a = 2,90769$  А,  $c = 2,82182$  А [2].

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
2. Kempter C. P., Nadler M. R. J. Chem. Phys., 1960, v. 33, p. 1580—1581.

1,0514  
0,9486

### C—Pd. Углерод—палладий \*

Эвтектическая температура (С-графит—Pd) определена равной  $1504 \pm 16^\circ$  C [1]. Использовали Pd, содержащий примесей максимум 0,0007% (по массе).

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.

2,7573  
1,2427

### C—Po. Углерод—полоний

Взаимодействие С с парами Po до температуры  $700^\circ$  C не обнаружено [1].

1. Wittman W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—440.

## С—Pr. Углерод—празеодим

В работе [1] обнаружено два карбида:  $\text{Pr}_2\text{C}_3$  и  $\text{PrC}_2$ . Несмотря на то, что другие редкоземельные элементы образуют карбиды типа « $\text{R}_3\text{C}$ », таковых в системе С—Pr не обнаружено.  $\text{Pr}_2\text{C}_3$  имеет о. ц. к. решетку, изоструктурную с  $\text{U}_2\text{C}_3$ ;  $a = 8,5731 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  (со стороны Pr) и  $a = 8,6072 \pm 0,0006 \text{ \AA}$  (со стороны C).  $\text{PrC}_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, изоструктурную с  $\text{CaC}_2$  [1, 2];  $a = 3,855 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,434 \pm 0,204 \text{ \AA}$  [1]. Приведена температура плавления  $\text{PrC}_2$ , равная  $>2200^\circ \text{C}$  [2]. В работе [3] подтверждается существование в системе  $\text{Pr}_2\text{C}_3$  и  $\text{PrC}_2$ . При содержании C меньше, чем необходимо для образования  $\text{Pr}_2\text{C}_3$ , обнаружена фаза с г. ц. к. решеткой [3] ( $a = 5,133 \text{ \AA}$ ), неизвестная до сих пор и, возможно, являющаяся аллотропической формой Pr.

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
3. Palenik G. J. Dissertation, University of Southern California, 1960, 119p.

## С—Pt. Углерод—платина \*

Эвтектическая температура в системе С (графит)—Pt определена равной  $1736 \pm 13^\circ \text{C}$  [1], что совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]). Использовали Pt с предельным содержанием примесей 0,0230% (по массе).

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.

## С—Pu. Углерод—плутоний \*

Диаграмма, приведенная на рис. 113, основана главным образом на результатах, полученных в работе [1] с помощью рентгеноструктурного, металлографического и термического анализов. Образцы готовили дуговой плавкой с использованием спектрально чистого графита. Контрольные химические анализы указывали на хорошее попадание в состав. Часть диаграммы от 60 до 100% (ат.) С ориентировочна. В добавление к ранее обнаруженным соединениям  $\text{PuC}$  и  $\text{Pu}_2\text{C}_3$  найдены  $\text{Pu}_3\text{C}_2$  и  $\text{PuC}_2$ . Температуры инвариантных равновесий  $2250$ ,  $2050$  и  $1654^\circ \text{C}$  (точность определения температур  $\pm 20 \text{ град}$ ) установлены оптическим пирометром в условиях, близких к абсолютно черному телу.

В работе [1] показано, что добавки С не влияют на температуры полиморфных превращений Pu. Это совпадает с наблюдавшейся ничтожной растворимостью С в  $\delta$ -,  $\delta'$ - и  $\epsilon$ -Pu по данным [2].

Сообщается [1] о снижении на  $8 \text{ град}$  температуры плавления Pu при добавлении С; состав эвтектической точки 0% С [1, 3]. Снижения температуры плавления не наблюдалось; температура инвариантного равновесия равна  $637 \pm 1^\circ \text{C}$  [4]. Эвтектические структуры не обнаружены [1].  $\text{Pu}_3\text{C}_2$  образуется по перитектоидной реакции при  $575^\circ \text{C}$  [1], что подтверждается данными работы [4], где приведена перитектоидная температура  $558 \pm 2^\circ \text{C}$ .

Границы однофазной области  $\text{PuC}$ , определенные ранее [1], подтверждаются данными работ [4, 5]. В работе [4] металлографическим и рентгеноструктурным анализами интервал растворимости установлен 43,5—48% (ат.) С при температуре, близкой к эвтектической; тот же интервал, определенный в работе [5], составил ~42,5—48,5% (ат.) С. В работе [6] дилатометрическим анализом показано, что интервал растворимости с понижением температуры сужается; при температуре  $560^\circ \text{C}$  в растворе 44,5% (ат.) С. Металлографическим и рентгеноструктурным анализами четко показано, что при высоких температурах твердый раствор приобретает стехиометрический состав [4].

Кристаллическая структура. Кристаллические структуры  $\text{Pu}_3\text{C}_2$  и  $\text{PuC}_2$  неизвестны.  $\text{PuC}$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом от  $4,9582 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  (бедный С) до  $4,9737 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  (богатый С) [1].

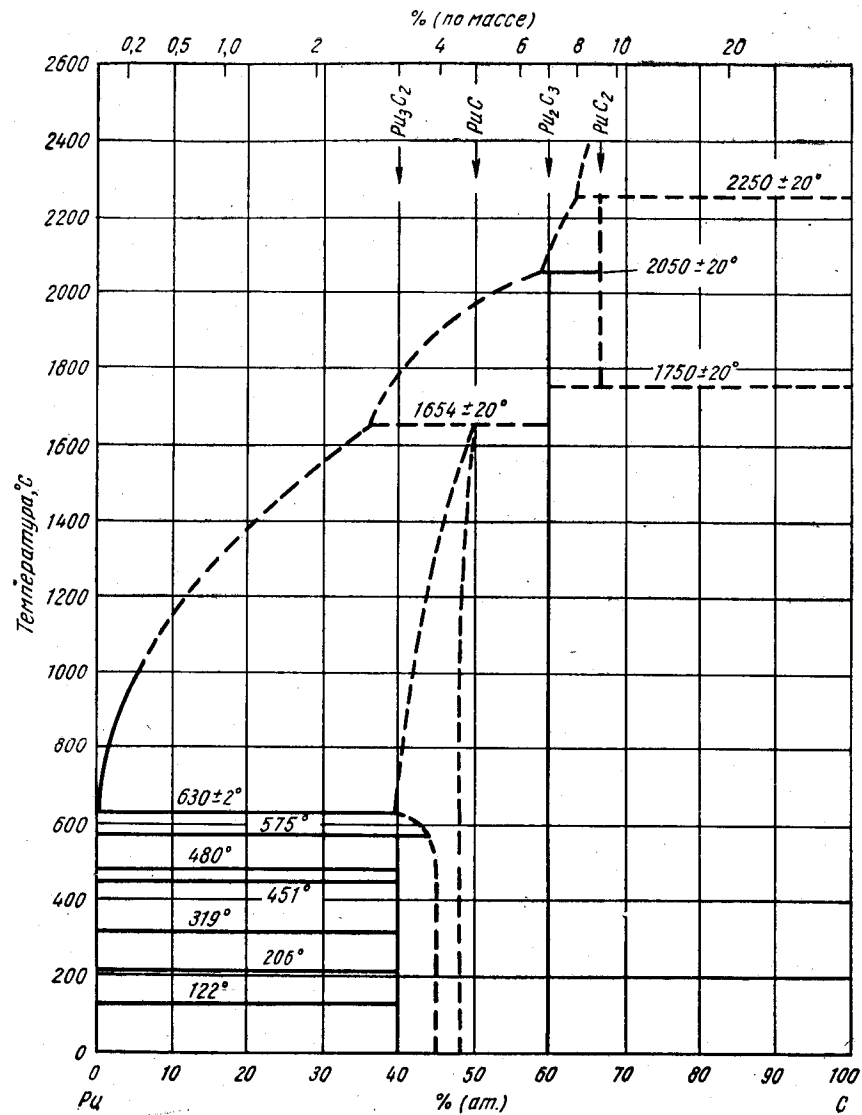


Рис. 113. С—Pu

$\text{Pu}_2\text{C}$  имеет стехиометрический состав с мало или совсем не меняющимся периодом [1]. Решетка  $\text{Pu}_2\text{C}$  кубическая (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [2]), период ее, по данным [1], меняется от  $8,1258 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  (бедный С) до  $8,1317 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  (богатый С); по данным работы [5],  $8,1257 \pm 0,0001 \text{ \AA}$ .

1. Mulford R. N. a. o. Plutonium, 1960, eds, Grison E. et al., Cleaver—Hume Press Ltd., London, 1961, p. 301—311.
2. Elliott R. O., Larsen A. C. The Metal Plutonium, eds. Miner W. N. and Coffinbery A. S., University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 265—280.
3. Schonfeld F. W. The Metal Plutonium, eds. W. N. Miner and A. S. Coffinberry, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 240—254.
4. Rosen S. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 235—237.
5. Kruger O. L. U. S. At. Energy Comm., ANL—6516, 1961, p. 109—111.
6. Kruger O. L. U. S. At. Energy Comm., ANL—6330, 1960, p. 82—89.

Г, 1477  
0,8523

### С—Rb. Углерод—рубидий

Rb образует соединения  $C_8Rb$ ,  $C_{24}Rb$ ,  $C_{48}Rb$  и  $C_{60}Rb$  по аналогии с системой С—К [1, 2].

1. Harold A. Compt. Rend., 1951, v. 232, p. 1484—1485, Bull. Soc. Chim. France, 1955, p. 999—1012.
2. Rudorff W., Schulze E. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1954, Bd 277, S. 156—171.

Г, 8093  
1,1907

### С—Re. Углерод—рений \*

Работы [1, 2], в первой из которых использовали сплавы, выплавленные в дуговой печи, а во второй — рениевую проволоку, нагревавшуюся в углерод-содержащей атмосфере при  $1982^\circ C$ , не подтвердили предыдущие предположения

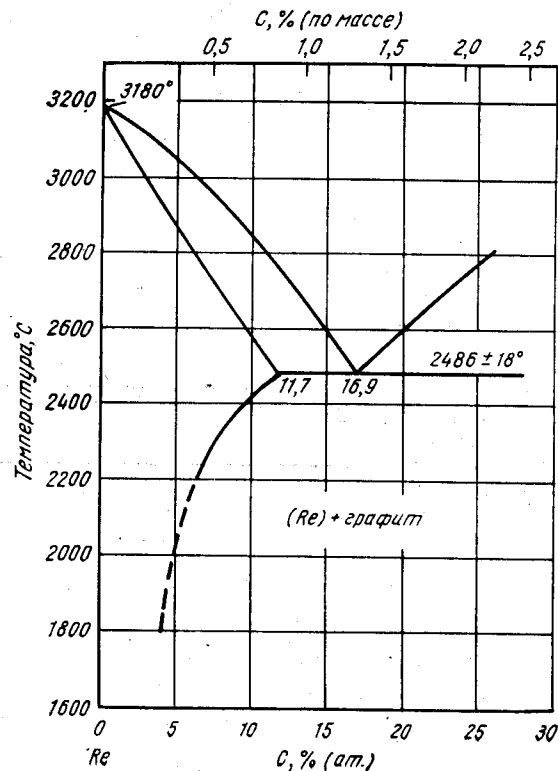


Рис. 114.  
С—Re

о существовании стабильного карбида. С образует с Re простую эвтектику при  $2480 \pm 50^\circ C$ , эвтектическая точка лежит при 16,9% (ат.) С [1]. По данным работы [3], эвтектическая температура  $2486 \pm 18^\circ C$ . Часть диаграммы со стороны Re, по данным работы [1], приведена на рис. 114. В твердом состоянии максимальная растворимость С в Re около 11,7% (ат.), к  $1800^\circ C$  она снижается до 4,2% (ат.). Температуры ликвидуса были измерены в дуговой печи с охлаждаемой изложницей путем уменьшения силы тока дуги до тех пор, пока расплав не затвердел. Температуры измеряли оптическим пирометром, предварительно проградуированным по некоторым чистым металлам, в том числе и по Re.

1. Hughes J. E. J. Less—Common Metals, 1959, v. 1, p. 377—381.
2. Gaines G. B. a. o. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 106, p. 881—885.
3. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.

Г, 0671  
0,9329

### С—Rh. Углерод—родий \*

Температура солидуса (эвтектическая) в системе Rh—графит составляет  $1694 \pm 17^\circ C$  [1]. Использовали Rh, содержащий примесей максимум  $1,55 \times 10^{-4}\%$  (по массе).

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.

Г, 0222  
0,9278

### С—Ru. Углерод—рутений \*

Эвтектическая температура со стороны Ru составляет  $1942 \pm 16^\circ C$  [1]. Использовали Ru, содержащий примесей менее 0,065% (по массе). Соединение RuC имеет гексагональную решетку, изоморфную с WC;  $a = 2,90785 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,82186 \text{ \AA}$  [2].

1. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
2. Kempter C. P., Nadler M. R. J. Chem. Phys., 1960, v. 33, p. 1580—1581.

Г, 4254  
0,5746

### С—Sc. Углерод—скандий \*

В работах [1, 2] подтверждено существование карбида ScC. В работе [2] в соответствии с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [2]) указывается, что этот карбид имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом для стехиометрического состава  $a = 4,49 \text{ \AA}$ . Утверждается [1], что структура карбида гексагональная,  $a = 5,46 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,24 \text{ \AA}$ . В обоих работах [1, 2] ScC получен восстановлением  $Sc_2C_3$  углеродом. Отмечается [2], что эта реакция не прошла до конца, в результате чего соединение могло иметь формулу  $ScC_{1-x}O_x$ .

1. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
2. Auer-Welsbach H., Nowotny H. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 198—202.

Г, 6310  
0,3690

### С—Si. Углерод—кремний \*

Фазовая диаграмма построена в двух работах [1, 2]. В обоих случаях найдено, что SiC образуется по перитектической реакции, хотя данные этих работ о перитектической температуре и растворимости при ней заметно расходятся



(рис. 115). В работе [2] визуально наблюдали образование жидкости при плавке в дуговой отражательной печи, что свидетельствует об отсутствии реакции  $\text{Si}_2\text{C} + \text{C} \rightarrow \text{SiC}$ , существование которой предполагалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). В работе [1] растворимость С в жидком Si определяли взвешиванием количества SiC, оставшегося после быстрого охлаждения равновесной жидкости; перитектическую температуру определяли по появлению жидкости в сплаве после нагрева до данной температуры. В работе [2] диаграмму строили с помощью термического анализа, используя термопару графит—ламп-

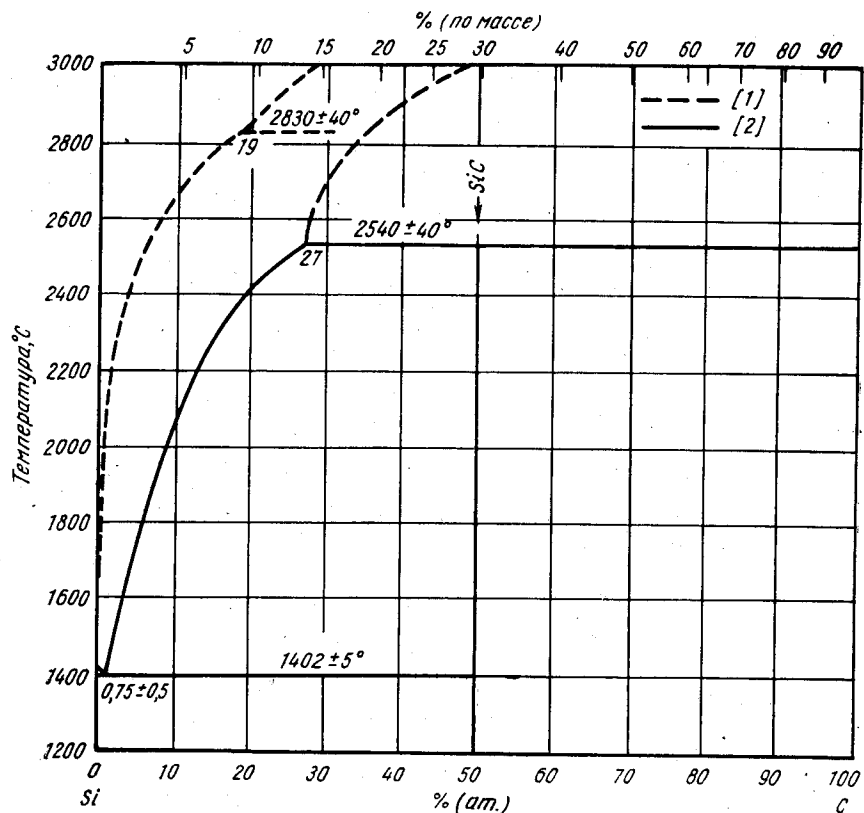


Рис. 115. С—Si

вая сажа; перитектическую и эвтектическую температуры определяли усреднением температурных остановок на большом количестве термограмм. В работе [3] растворимость С в жидком Si определяли измерением установившейся потери кристалла SiC, помещенного в расплавленный Si до момента установления равновесия; значения растворимости, полученные здесь, оказались следующими: 0,43; 0,12 и 0,05% (ат.) С при соответственно 1725, 1600 и 1520° С. Эти величины ближе к данным работы [1], хотя при экстраполяции к 2200° С растворимость оказывается выше. Рассчитанная в работе [1] растворимость С в Si при температуре плавления составляет  $3,0 \pm 0,3 \cdot 10^{18}$  атом/см<sup>3</sup> [5,4 —  $6,6 \cdot 10^{-30}$ % (ат.)], концентрация эвтектической точки по [2]  $0,75 \pm 0,5$ % (ат.) С. По результатам измерения твердости, а также рентгеноструктурного и металлографического анализа растворимость С в твердом Si при 1360° С составляет 1,4% (ат.) [0,6% (по массе)] [4].

В работе [5] обсуждаются с энергетической точки зрения возможные кристаллические формы SiC, которые образованы совокупностью простых тетраэдров. В работе [6] приводится форма SiC, содержащая 174 слоя, в [7] — 594 слоя, с периодом в направлении оси  $c \sim 1500$  А. В работе [8] синтезировали SiC с гексагональной структурой типа вюрцита,  $a = 3,076_3 \pm 0,0010$  А,  $c = 5,048_0 \pm \pm 0,0010$  А. Периоды обычного гексагонального SiC III при комнатной температуре:  $a = 3,0806_5$  А,  $c = 15,173_8$  А [9]; период кубического  $\beta$ -SiC при комнатной температуре  $a = 4,3596_5$  А [9].

1. Scace R. I., Slack G. A. J. Chem. Phys., 1959, v. 30, p. 1551—1555; В сб. «Silicon Carbide», eds. J. R. O'Connor, and J. Smiltens, Pergamon Press, N. Y., 1960, p. 24—28.
2. Dolloff R. T. WADD Tech. Rept. 60—143, 1960, pt 1, 22p.
3. Hall R. N. J. Appl. Phys., 1958, v. 29, p. 914—917.
4. Брохин И. С., Функе В. Ф. ЖХХ, 1958, т. 3, с. 847—853; Сб. трудов ВНИИТС, 1959, № 1, с. 226—239.
5. Jagodzinski H., Arnold H. В сб. «Silicon Carbide», eds. J. R. O'Connor and J. Smiltens, Pergamon Press, N. Y., 1960, p. 136—145.
6. Tomita T. Sci. Rept. Saitama Univ., 1959, v. A3 (2), p. 115—129.
7. Honjo G. a. o. Acta Cryst., 1950, v. 3, p. 396—397.
8. Adamsky R. F., Merz K. M. Z. Krist., 1959, Bd 111, S. 350—361; более раннее сообщение J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 250—251.
9. Taylor A., Jones R. M. В сб. «Silicon Carbide», eds. J. R. O'Connor and J. Smiltens, Pergamon Press, N. Y., 1960, p. 147—154.

$\bar{2},9022$   
1,0978

### С—Sm. Углерод—самарий

Определена кристаллическая структура трех карбидов:  $\text{Sm}_3\text{C}$ ,  $\text{Sm}_2\text{C}_3$  и  $\text{SmC}_2$  [1]. Решетка  $\text{Sm}_3\text{C}$  г. ц. к., изоструктурная с  $\text{Fe}_4\text{N}$ , но с большим числом вакансий,  $a = 5,172 \pm 0,010$  А. Карбид  $\text{Sm}_2\text{C}_3$  имеет область гомогенности, его решетка о. ц. к., изоструктурная с  $\text{U}_2\text{C}_3$ , с периодом  $8,3989 \pm 0,0012$  А (богатый Sm) и  $8,4257 \pm 0,0012$  А (богатый C). Решетка тетрагональная [1, 2], на что указано ранее в работе [3], изоструктурная с  $\text{CaC}_2$ . Периоды о. ц. тетрагональной решетки, определенные в работе [1], составляют  $a = 3,770 \pm 0,001$  А,  $c = 6,331 \pm 0,003$  А. Температура плавления  $\text{SmC}_2 > 2200^\circ \text{C}$  [2].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
3. Von Stackelberg M. Z. Electrochem., 1931, Bd 37, S. 542.

$\bar{2},8222$   
1,1778

### С—Ta. Углерод—тантал \*

В твердом Ta при 2800° С растворяется максимально  $\sim 0,3\%$  (ат.) С, при 1200° С  $\sim 0,135\%$  (ат.) [1]. Последняя величина хорошо совпадает с данными работ [2] [ $< 0,18\%$  (ат.) С при 1338° С] \*1 и [3] [0,17% (ат.) С при 1500° С и  $< 0,07\%$  (ат.) С при 1000° С]. Металлографическим анализом [1] состав эвтектической точки (Ta—Ta<sub>2</sub>C) установлен равным  $\sim 10,8\%$  (ат.) С; эвтектическая температура  $2902 \pm 30^\circ \text{C}$  [4].

Перитектическая кристаллизация Ta<sub>2</sub>C подтверждена данными работы [1]. Область гомогенности Ta<sub>2</sub>C составляет 28—33% (ат.) С [5]; 28,7—34,6% (ат.) С [1]; 29—33% (ат.) С [6]. Периоды гексагональной решетки Ta<sub>2</sub>C, по данным разных авторов, следующие:  $a = 3,1012 \div 3,1013$  А,  $c = 4,9372 \div$

\*1 В оригинале ошибочно приведена температура 338° С. Прим. перев.

$\div 4,9367 \text{ \AA}$  [5];  $a = 3,08 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,92 \text{ \AA}$  [1];  $a = 3,101 \div 3,106 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,933 \div 4,945 \text{ \AA}$  [6]. Перитектическая температура  $3500^\circ \text{C}$  [4].

Неизвестная ранее фаза обнаружена в работе [6], она содержит 39% (ат.) С и не имеет области гомогенности. Ее кристаллическая структура не определена. В работах [1, 3] о существовании этой фазы не сообщается.

Соединение ТаС имеет широкую область гомогенности: 37—47,5% (ат.) С [5] или 42,5—50% (ат.) С [6]. В работе [7] доказывається, что в температурном интервале  $1500\text{--}2500^\circ \text{C}$  область гомогенности этого соединения простирается только до 49% (ат.) С. Период г. ц. к. решетки ТаС типа NaCl, по различным данным, составляет: 4,420—4,455 А [5]; 4,4544 А (ТаС) [6]; 4,446—4,485 А [8]; 4,4540 А (ТаС) [9];  $4,45598 \pm 0,00038 \text{ \AA}$  при  $25^\circ \text{C}$  [10]; 4,570 А [11]. В работе [12] приведено изменение периода с температурой. В работе [11] результаты собственных исследований сравниваются с данными, полученными ранее [10]. Найдено, что хорошее соответствие наблюдается при использовании образцов [10], приготовленных нагревом  $\text{TaC}_{0,955}$  с избытком графита при температуре около  $2500^\circ \text{C}$ ; несоответствие объясняется неомогенностью прессованных порошков  $\text{TaC}_{0,955}$ . Нижняя температура области гомогенности  $1850^\circ \text{C}$  ( $\text{TaC}_{0,74}$ ) и  $2400^\circ \text{C}$  ( $\text{TaC}_{0,71}$ ), верхняя  $2400^\circ \text{C}$  ( $\text{TaC}_{0,98}$ ) с понижением содержания С при высоких температурах [11]. Температура плавления эквипомного состава  $3780^\circ \text{C}$  [8]. В работе [13] с помощью оптического пирометра определено повышение солидуса ТаС в области концентраций 40,1—47,2% (ат.) С [4,26—5,60% (по массе)] с  $3515$  до  $3755^\circ \text{C}$ , что хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [9]).

При содержании С более 50% (ат.) ТаС находится в равновесии с С [5]. Концентрация эвтектической точки 90% (ат.) С, температура эвтектики  $3310 \pm 50^\circ \text{C}$  [14],  $3710^\circ \text{C}$  [4].

1. Pochon M. L. a. o. Reactive Metals (AIME Metallurgical Society Conference), v. 2, Inerscience Publishers, Inc., N. Y., 1959, p. 327—347.
2. Powers R. W., Doyle M. V. J. Appl. Phys., 1957, v. 28, p. 255—258.
3. Vaughan D. A. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 937—946.
4. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
5. Смирнова В. И., Ормонт Б. Ф. ЖФХ, 1956, т. 30, с. 1327—1342.
6. Lesser R., Brauer G. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 622—625.
7. Robins D. A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 11, № 9, Paper ZB, 10p.
8. Brownlee L. D. J. Brit. Nucl. Energy Conf., 1959, v. 4, p. 35.
9. Elliott R. O., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1958, v. 62, p. 630—631.
10. Kempter C. P., Nadler M. R. J. Chem. Phys., 1960, v. 32, p. 1477—1481.
11. Bowman A. L. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 1596—1598.
12. Nowotny H., Laube E. Planseeber. Pulvermet., 1961, Bd. 9, S. 54—59.
13. Zalabak C. F. NASA Tech. Note, D-761, 1961, 21p.
14. Портной К. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, № 2, с. 147—149.

2,8778  
1,1224

### С—Тб. Углерод—тербий

Определена кристаллическая структура трех карбидов:  $\text{Tb}_3\text{C}$ ,  $\text{Tb}_2\text{C}_3$  и  $\text{TbC}_2$  [1]. Решетка  $\text{Tb}_3\text{C}$  г. ц. к., изоструктурная с  $\text{Fe}_4\text{N}$ , но более дефектная,  $a = 5,107 \pm 0,002 \text{ \AA}$ . Карбид  $\text{Tb}_2\text{C}_3$  имеет область гомогенности, о чем свидетельствует изменение периода решетки. Решетка  $\text{Tb}_2\text{C}_3$  о. ц. к., изоструктурная с  $\text{U}_2\text{C}_3$ ,  $a = 8,2434 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  (богатый Тб) и  $a = 8,2617 \pm 0,0006 \text{ \AA}$  (богатый С) [1].

258

Карбид  $\text{TbC}_2$  имеет о. ц. тетрагональную решетку, изоструктурную с  $\text{CaC}_2$  [1, 2],  $a = 3,690 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,217 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1].

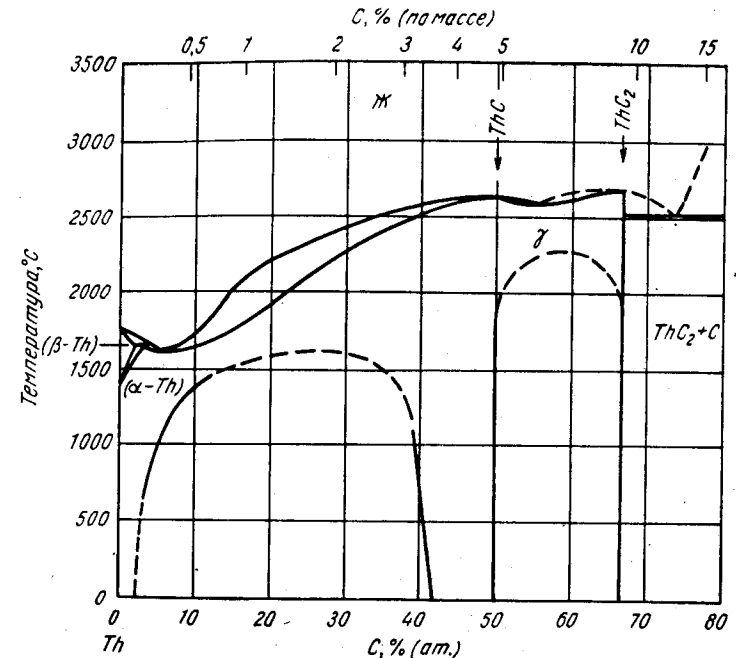


Рис. 116. С—Th

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickery R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.

2,7138  
1,2862

### С—Th. Углерод—торий \*

Диаграмма (рис. 116) построена в работе [1], где критически рассмотрены данные, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [6]), на основании которых был построен первый вариант диаграммы (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 216). Нет каких-либо серьезных причин, препятствующих образованию непрерывного ряда твердых растворов между Th (г. ц. к.) и  $\text{ThC}$  (г. ц. к.), размерный фактор в этом случае  $\sim 5\%$ . Гораздо труднее представить себе возможность неограниченной растворимости в твердом состоянии  $\text{ThC}$  (г. ц. к.) и  $\text{ThC}_2$  (базоцентрированная моноклинная структура). Такого рода предположение казалось бы более реальным, если бы решетка  $\text{ThC}_2$  была о. ц. тетрагональной (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [3]) или ромбической (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [4]).

Растворимость С в Th, определенная химическим анализом [2], отличается от приведенной в работе [3] и М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [9]). Она составляет при  $1200^\circ \text{C}$  17,2% (ат.) [1,06% (по массе)];  $1100^\circ \text{C}$  — 13,5% (ат.) [0,80% (по массе)];  $1000^\circ \text{C}$  — 10,9% (ат.) [0,63% (по массе)]. Более низкое значение растворимости С в Th, по данным количественного металлографического анализа, приведенное в работе [4]:

Температура, $^\circ \text{C}$	1300	1210	1110	990	820	740	350
Растворимость, % (ат.)	13,3	10,9	8,4	7,1	6	5,5	3,9

17\*

259

Данные работ [2, 4] указывают, что максимум области несмешиваемости (рис. 116), возможно, находится около  $1400^{\circ}\text{C}$ .

Период решетки  $\text{ThC}$   $a = 5,338 \text{ \AA}$ , определенный в работе [5], хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [6]); в работе [6] тот же период определен равным  $5,31 \text{ \AA}$ . Для  $\text{ThC}_2$  в работе [7] приведены значения периодов  $a = 5,87 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,27 \text{ \AA}$ , однако не указано, какую решетку имеет этот карбид: тетрагональную или гексагональную (ни та, ни другая не соответствуют данным М. Хансена и К. Андерко, т. I [7]).

1. Chiotti P. Частное сообщение, см. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At Energy Comm. BM1-1300, 1958, p. 104-105.
2. Peterson D. T. U. S. At. Energy Comm. IS-193, 1960, p. 91-92.
3. Mickelson R., Peterson S. U. S. At. Energy Comm. ISC-463, 1954, 15p; Trans. ASM, 1958, v. 50, p. 340-347.
4. Smith M. D., Honeycombe W. K. J. Nucl. Mater., 1959, v. 4, p. 345-355.
5. Laube E., Nowotny H. Monatsh Chem., 1958, Bd 89, S. 312-313.
6. Cirilli V., Brisi C. Ric. Sci., 1958, v. 28, p. 1431-1434.
7. Самсонов Г. В. и др. ЖПХ, 1960, т. 33, с. 1661-1664.

Т, 3992  
0, 6008

### С—Тi. Углерод—титан \*

Область первичной кристаллизации в системе С—Тi видоизменена на основании данных работ [1, 2] (рис. 117). Металлографический и термический анализы [1] показали, что при содержании в жидкости  $4,4\%$  (ат.) С и температуре  $1645 \pm 8^{\circ}\text{C}$  скорее всего идет эвтектическая реакция, а не перитектическая, как предполагалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]). Максимальная растворимость С в твердом  $\beta$ -Тi при эвтектической температуре  $0,55\%$  (ат.); в интервале  $1645$ — $1560^{\circ}\text{C}$  изменение растворимости в твердом состоянии незначительно [1].

Ликвидус в интервале сплавов концентраций  $17$ — $70\%$  (ат.) С определен в работе [2]. Температура конгруэнтного плавления  $\text{TiC}$  эквивалентного состава  $3150^{\circ}\text{C}$ ; при более высоком содержании С появляется эвтектика ( $\text{TiC}$ —С), концентрация эвтектической точки  $\sim 58\%$  (ат.) С, температура  $3050^{\circ}\text{C}$ . При содержании выше  $\sim 65\%$  (ат.) С и  $3800^{\circ}\text{C}$  начинается быстрое испарение расплава.

Часть системы, богатая Тi, повторно изучена в работе [3] металлографическим и термическим анализами сплавов, приготовленных из Тi чистотой  $99,0$  и  $99,5\%$ . Несмотря на то, что в этой работе подтверждается перитектическая реакция, учитывая разброс данных и чистоту используемого Тi, предпочтение следует отдать данным работы [1], в которой было установлено эвтектическое превращение. В то же время металлографические наблюдения [3] подтверждают существование перитектичной реакции  $\beta + \text{TiC} \rightleftharpoons \alpha$ , причем приведенные значения растворимости С в  $\alpha$ - и  $\beta$ -Тi хорошо соответствуют данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 217). В работе [4] сообщается без экспериментальных доказательств о существовании эвтектики ( $\text{TiC}$ —С) при концентрации  $\sim 85\%$  (ат.) С и температуре  $3088 \pm 50^{\circ}\text{C}$ .

Последние определения периода решетки ( $\text{TiC}$ ):  $a = 4,30$  и  $4,325 \text{ \AA}$  соответственно для концентраций  $33$  и  $50\%$  (ат.) С [2];  $a = 4,3178 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  [48 (ат.) С] [5];  $a = 4,320 \text{ \AA}$  [49,6% (ат.) С].

1. Bickerdike R. L., Hughes G. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 42-49.
2. Nishimura N., Kimura H. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 528-531.
3. Курнаков Н. Н., Тронева М. Я. ЖНХ, 1951, т. 6, с. 1347-1350.
4. Портной К. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallургия и топливо, 1961, № 2, с. 147-149.

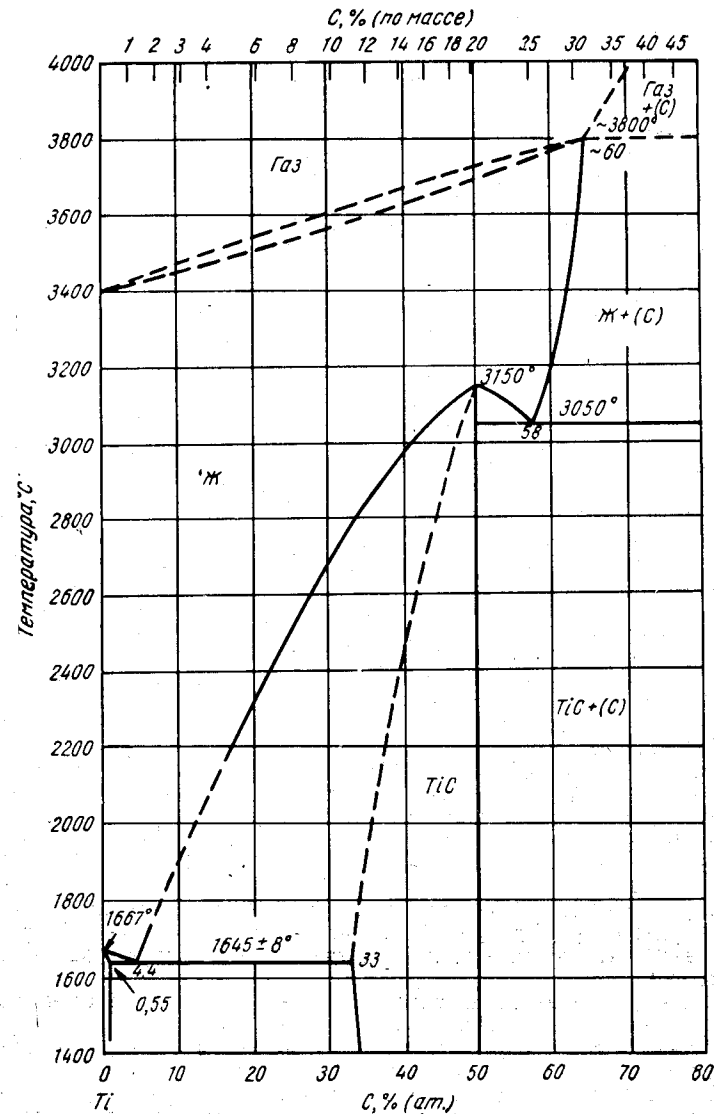


Рис. 117. С—Тi

5. Elliott R. O., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1958, v. 62, p. 630—631.  
 6. O g a w a K., B a n d o Ya. Funtai Oyobi Funmatsuyakin, 1959, v. 6, p. 160—164.

2,8506  
1,1494

### С—Тм. Углерод—тулий

Определена кристаллическая структура трех карбидов:  $Tm_3C$ ,  $Tm_2C_3$  и  $TmC_2$  [1].  $Tm_3C$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $Fe_3N$ , но более дефектную,  $a = 5,016 \pm 0,004$  А. Рентгеноструктурным анализом решетка карбида  $Tm_2C_3$  идентифицирована аналогичной  $Y_2C_3$ , однако кристаллическая структура этого соединения еще не установлена. Решетка дикарида о. ц. тетрагональная, изоструктурная с  $CaC_2$ ;  $a = 3,600 \pm 0,002$  А,  $c = 6,047 \pm 0,007$  А.

1. Spedding F. H. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4498—4503.

2,7028  
1,2972

### С—U. Углерод—уран \*

Равновесие между UC и  $UC_2$  вновь изучено в работах [1—3]. В качестве исходных материалов использовали углерод высокой чистоты и U, вырезанный из центра слитка. Для исследования использовали металлографический анализ закаленных образцов [1] и рентгеноструктурный анализ при высоких температурах [3]. В работе [4] изучена часть диаграммы со стороны U [0—3% (ат.) C] с помощью диффузионного насыщения, термического и микроструктурного анализов. Диаграмма на рис. 118 построена по данным работ [1], [4] [часть диаграммы от 0 до 3% (ат.) C — по данным работы [4]]. Растворимость C в  $\alpha$ -U при  $660^\circ$  C составляет  $<0,006\%$  (ат.). Область распада, о которой впервые сообщалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [12]), теперь надежно установлена [1, 3, 5]; однако образование  $UC_2$  (решетка типа  $FeS_2$  или  $CaF_2$ ) при добавлении C к UC (решетка типа NaCl) через непрерывный ряд твердых растворов весьма необычно. Предложена модель такого перехода [1], однако она предполагает отступление от эмпирического правила о том, что соединения с различной кристаллической решеткой взаимно не растворяются.

Температура плавления UC,  $^\circ$ C:  $2520$  [6];  $2495 \pm 30$  [7];  $2280 \pm 50$  [8]. В работе [7] термическим анализом эвтектоидная температура определена равной  $1750^\circ$  C; концентрация эвтектоидной точки около  $UC_{1,45}$ ; по данным того же анализа, наблюдалась температурная остановка при  $\sim 1860^\circ$  C, однако ей не дается интерпретации.

Период г. ц. к. решетки UC (типа NaCl) равен  $4,9591 \pm 0,0002$  А [9] или  $4,9598 \pm 0,0003$  А [10]; значения периода, определенные в работах [3, 6, 11—16], близки к приведенным. В работе [17] обсуждены различия в значениях периода UC и сделан вывод, что они определяются изменением структуры карбида, а не наличием примесей.

Карбид  $UC_2$  обладает полиморфизмом: при высокой температуре его решетка кубическая (или г. ц. к.), при низкой — о. ц. тетрагональная.

Повторные определения периодов низкотемпературной модификации (типа  $CaC_2$ ) дали следующие значения:  $a = 3,517 \pm 0,002$  А,  $c = 5,987 \pm 0,002$  А [18];  $a = 3,509 \pm 0,003$  А,  $c = 5,980 \pm 0,005$  А [10]; другие значения периодов приведены в работах [3, 5, 9, 14]. Решетка высокотемпературной модификации  $UC_2$  изоструктурна с г. ц. к. решеткой  $CaF_2$  [3, 10] или кубической  $FeS_2$  [2, 20]; период ее  $5,41$  А [5];  $5,46$  А [19];  $5,45 \pm 0,01$  А [20];  $5,475$  А при  $1900^\circ$  C [3].

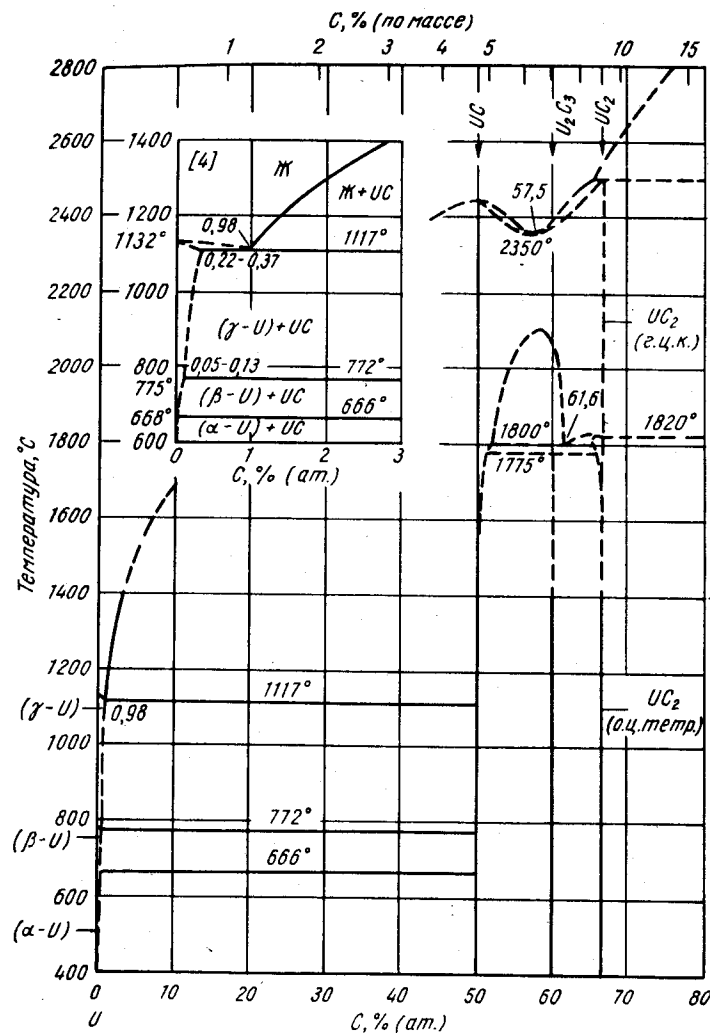


Рис. 118. С—U

1. Chubb W., Phillips W. M. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 465—476.  
 2. Bredig M. A., Chubb W. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 938—939.  
 3. Wilson W. B. J. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 43, p. 77—81.

4. Blumenthal B. U. S. At. Energy Comm. ANL—5958, 1959; ANL—6099, 1959, p. 72; TJD—7523, 1956, pt. 1, p. 65—66.
5. Chang R. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 1097—1098.
6. Brownlee L. D. J. Brit. Nucl. Energy Conf., 1959, v. 4, p. 35.
7. Wittemann W. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. TID—7603, 1961, p. 48—51.
8. Newkirk H. W., Bates J. L. U. S. At. Energy Comm. HW—59468, 1959, 5p.
9. Higashi I. Rikagaku Keukyusho Hokoku, 1961, v. 37, p. 271—275.
10. Austin A. E. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 159—161.
11. White G. D. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 78—79.
12. Roof R. B., Lombardo J. Y. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 50—51.
13. Nowotny H. a. o. Rev. metallurgie, 1958, v. 55, p. 453—458.
14. Benesovsky F., Rudy E. Monatsh. Chem., 1961, Bd 92, S. 1176—1183.
15. Ferguson I. F. a. o. At. Energy Res. Estab. (Gt. Brit.), Rept. AERE M—819, 1961, 5p.
16. Cirilli V., Brigi C. Ric. Sci., 1958, v. 28, p. 1431—1434.
17. Williams J. a. o. J. Less-Common Metals, 1960, v. 2, p. 352—536.
18. Atoji M., Medrud R. C. J. Phys. Chem., 1959, v. 31, p. 332—337.
19. Kikido T. U. S. At. Energy Comm. TID—7603, 1960, p. 107—113.
20. Bredig M. A. J. Amer. Ceramic Soc., 1960, v. 43, p. 493.

Г, 3724  
0, 6276

### С—V. Углерод—ванадий \*

При изучении системы С—V с помощью только рентгеноструктурного анализа [1] растворимость С в V в твердом состоянии определена равной ~1% (ат.). В то же время в работе [2] сообщается, что в техническом V, содержащем 0,15% (ат.) [0,036% (по массе)] С, обнаружена фаза  $V_2C$ , хотя температурный интервал, в котором появляется эта фаза, точно не указан. Рентгеноструктурным и микроскопическим анализом установлено [3], что растворимость С в V при комнатной температуре 0,084% (ат.) [0,02% (по массе)]. Методом внутреннего трения [4] показано, что при температуре 160° С происходит быстрое выделение карбидов из твердого раствора.

Область существования фазы  $V_2C$ , установленная в работе [1], составляет 29,1—33,9 (ат.) С, при этом периоды гексагональной решетки  $V_2C$  с увеличением содержания С изменяются следующим образом:  $a = 2,876 \div 2,900$  А,  $c = 4,555 \div 4,581$  А. Много данных получено о кубической фазе примерно эквиатомного состава, существующей в данной системе. Область гомогенности фазы VC, по данным [1], 38,8—50% (ат.) С, при этом период решетки увеличивается от 4,158 до 4,168 А. Фаза с решеткой г. ц. к. имеет область гомогенности от ~37,5 до 38,6% (ат.) С, период решетки возрастает с 4,121 до 4,138 А [1]. Сообщается о наличии двух максимально плотноупакованных фаз с кубической решеткой в сплавах, приготовленных из V, содержащего <0,04% (ат.) О, и спектрально чистого С [5]. Методами рентгеноструктурного анализа и измерением плотности было изучено 17 порошковых сплавов, содержащих от 33,42 до 59,4% (ат.) С [5]. Показано, что первая кубическая фаза существует в интервале концентраций 38,6—44,1% (ат.) С, ее период меняется от 4,125 (бедная С) до 4,141 А (богатая С). Вторая фаза неожиданно появляется при 44,1% (ат.) С и существует до 47,9% (ат.), ее период при этом меняется от 4,154 (бедная С) до 4,166 А (богатая С). Двухфазная структура в образцах не была обнаружена. В работе [5] доказывалось, что фаза VC может образовываться при содержании в сплаве более 47,9% (ат.) С, однако в этом случае при охлаждении она быстро распадается. Близость указанных двух фаз и схожесть их кристаллических структур свидетельствует скорее о некоторого рода перестройке решетки в узком интервале концентраций, чем о возникновении новой фазы. Период VC эквиатомного состава, по данным работы [6], равен 4,155 А.

1. Гуревич С. А., Ормонт Б. Ф. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 1566—1580.
2. Clough V. R., Pavlovic A. S. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 948—970.
3. Carlson O. N., Thompson R. W. U. S. At. Energy Comm. IS—351, 1961, p. 45.
4. Powers R. W., Doyle M. V. Acta metallurgica, 1958, v. 6, p. 643—646.
5. Алямовский С. И. и др. Ж. структурн. химии, 1961, т. 2, с. 445—448.
6. Самсонов Г. В. Укр. химич. ж., 1957, т. 23, с. 287—296.

2,8149  
1,1851

### С—W. Углерод—вольфрам \*

Диаграмма (рис. 119) построена по данным работ [1—3]. В работе [1] применяли, кроме дифференциального термического, металлографический, рентгено-

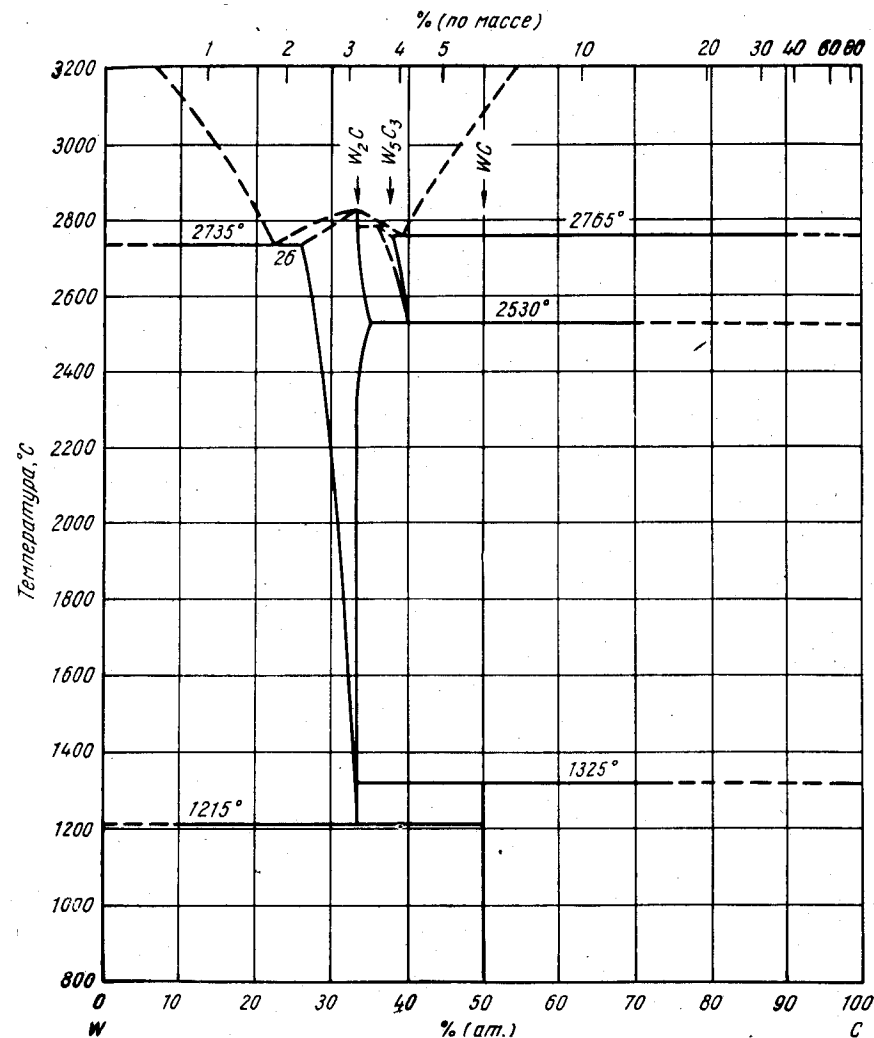


Рис. 119. С—W

структурный и химический анализы закаленных образцов. Была обнаружена новая фаза  $W_5C_3$ , устойчивая только при температурах выше  $2540^\circ\text{C}$ ; эта фаза может быть  $\beta\text{-}W_2C$  (М. Хансен и К. Андерко, т. I [6—9]), образование  $W_5C_3$  по перитектической реакции см. на рис. 119 схематически. Между  $W$  и  $W_2C$  образуется эвтектика при температуре  $2735^\circ\text{C}$  [1],  $2732 \pm 22^\circ\text{C}$  [3]. Эвтектика  $W_5C_3\text{—}C$  образуется при  $2765^\circ\text{C}$  [1]. Граница области гомогенности  $W_2C$  со стороны  $W$  составляет 28 и 26% (ат.)  $C$  при соответственно 2475 и  $2735^\circ\text{C}$ . По данным работы [1],  $WC$  распадается с образованием  $W_5C_3$  и  $C$  при  $2730^\circ\text{C}$ , но подчеркивается, что тепловой эффект, отмеченный при  $2730^\circ\text{C}$ , мог быть вызван либо фазовым превращением, либо перитектическим распадом. В работе [3] приведена температура плавления  $WC$ , равная  $2720 \pm 20^\circ\text{C}$ . Из термодинамических расчетов и изучения реакций найдена эвтектоидная реакция  $W_2C \rightleftharpoons W + WC$  при  $1215^\circ\text{C}$  и перитектоидная  $W_2C + C \rightleftharpoons WC$  при  $1325^\circ\text{C}$  [2]. В связи с этим фаза  $WC$  считается метастабильной выше  $1325^\circ\text{C}$  [2].

Электроннографическое исследование кристаллической структуры  $WC$  проведено в работе [4]; значения периодов решетки оказались близкими к приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I). Нейтронографическим анализом в работе [5] определены периоды решетки  $WC$ , хорошо согласующиеся с данными работы [6]:  $a = 2,9065 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,8366 \text{ \AA}$ , структурная группа  $R\bar{6}m2$ . В работе [7] также нейтронографическим анализом показано, что решетка  $WC$  не соответствует типу  $NiAs$ . Методом электронографии [8] определено, что  $W_2C$  имеет гексагональную решетку типа  $CdI_2$  [8]. В работе [1] высказано предположение, что решетка  $W_5C_3$  изоструктурна с  $W_5Si_3$ .

1. Dolloff R. T., Sara R. V. WADD Tech. Rept. 60—143, 1961, pt II, 19p.
2. Orton G. W., Ph. D. Thesis, Ohio State University, 1961, 55p.
3. Nadler M. R., Kempter C. P. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 1468—1471.
4. Буторина Л. Н. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 233—237.
5. Leciejewicz J. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 200.
6. Pearson W. B. A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, N. Y., 1958, p. 965.
7. Parthe E., Sadagoran V. Monatsh. Chem., 1962, Bd 92, S. 263—270.
8. Буторина Л. Н., Пинскер З. Г. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 585—588.

1,1305  
0,8695

### С—У. Углерод—иттрий

В работе [1] установлено существование в системе трех карбидов:  $Y_3C$ ,  $Y_2C_3$  и  $YC_2$ . О карбиде  $YC_2$  сообщается в работе [2].

Карбид  $Y_3C$ , область гомогенности которого 20—28,5% (ат.)  $C$ , имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $Fe_4N$ , но более дефектную; периоды ее равны  $5,127 \pm 0,001 \text{ \AA}$  в области, обогащенной  $Y$ , и  $5,102 \pm 0,002 \text{ \AA}$  для стехиометрического состава [1]. Кристаллическая структура карбида  $Y_2C_3$  не определена [1].

Решетка  $YC_2$  о. ц. тетрагональная, типа  $CaC_2$  [1, 3], ее периоды:  $a = 3,664 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,149 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [1]. По данным работы [4], решетка  $YC_2$  гексагональная. Температура плавления  $YC_2 > 2300^\circ\text{C}$  [1], температура кипения  $4600^\circ\text{C}$  [5].

По данным работы [2],  $YC$  плавится при  $1950 \pm 20^\circ\text{C}$  по перитектической реакции.

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Самсонов Г. В. и др. ЖПХ, 1961, т. 34, с. 1444—1448.
3. Vickers R. C. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.
4. Von Stackelberg M. Z. Elektrochem., 1931, Bd 37, S. 542.
5. Mott W. R. Trans. Amer. Electrochem. Soc., 1918, v. 34, p. 255—288; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

266

2,8415  
1,1585

### С—Уб. Углерод—иттербий

В работе [1] идентифицированы три карбида. Карбид  $Yb_3C$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $Fe_4N$ ,  $a = 4,993 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . Второй карбид имеет примерную формулу  $Yb_2C_3$ , однако его кристаллическая структура не определена. Решетка дикарбида  $YbC_2$  изоструктурна с о. ц. тетрагональной решеткой  $CaC_2$  [1, 2];  $a = 3,637 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,109 \pm 0,010 \text{ \AA}$  [1]. Дикариды в высоком вакууме диссоциируют на элементарные составляющие при температурах выше  $800 \pm 100^\circ\text{C}$  [1].

1. Spedding F. H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1958, v. 80, p. 4499—4503.
2. Vickers R. C. a. o. J. Chem. Soc., 1959, p. 498—503.

1,1194  
0,8806

### С—Zr. Углерод—цирконий \*

Диаграмма, приведенная на рис. 120, основана на экспериментальных данных работы [1]. Авторы, изучавшие данную систему, сходятся в том, что существует только одно соединение с высокой температурой плавления, образующее эвтектики с  $Zr$  и  $C$ . Требуется еще большая экспериментальная работа для того, чтобы точно установить границы области гомогенности этой фазы. С не влияет на температуру полиморфного превращения  $\alpha\text{-}Zr \rightleftharpoons \beta\text{-}Zr$  [2].

Небольшими по объему микроструктурными исследованиями установлено [3], что растворимость  $C$  в твердом  $Zr < 4,7\%$  (ат.); при этом в работе указано, что сплавы, содержащие 10—20% (ат.)  $C$ , плавятся при температурах  $> 2000^\circ\text{C}$ , и, следовательно, кристаллизация сплавов, богатых  $Zr$ , должна проходить по перитектической реакции, а не по эвтектической, как определено в работе [1].

Область гомогенности ( $ZrC$ ) составляет 21—50% (ат.)  $C$  [3], 35—50% (ат.)  $C$  ( $1830^\circ\text{C}$ ) [1].  $ZrC$  плавится при  $3535^\circ\text{C}$  [4], а кипит при  $5375^\circ\text{C}$  [5]. Концентрация эвтектической точки ( $ZrC\text{—}C$ ) 64,4% (ат.)  $C$  [19,2% (по массе)], ее температура  $2800 \pm 50^\circ\text{C}$  [2],  $2950 \pm 50^\circ\text{C}$  [6]. Растворимость  $Zr$  в  $C \leq 0,001\%$  (ат.) [0,01% (по массе)], т. е. на пределе чувствительности метода, использованного в работе [7].

Период г. ц. к. решетки  $ZrC$  типа  $NaCl$ , в зависимости от содержания  $Zr$  меняется от  $4,582$  [21% (ат.)  $C$ ] до  $4,683 \text{ \AA}$  [50% (ат.)  $C$ ] [3]; а по данным [1], от  $4,675$  [35% (ат.)  $C$ ] до  $4,694 \text{ \AA}$

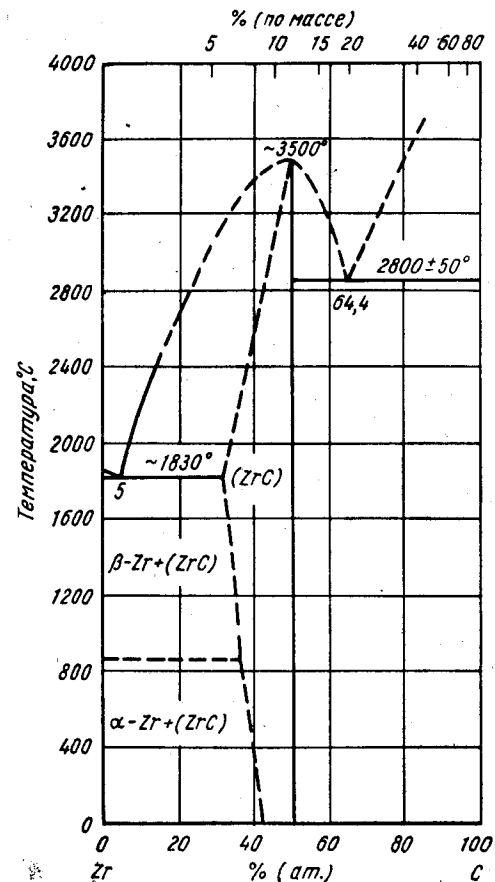


Рис. 120. С—Zr

[50% (ат.) С]. Для эквимолярного состава  $a = 4,6828 \pm 0,0004 \text{ \AA}$  [8];  $a = 4,695 \text{ \AA}$  [4].

1. Benesovsky F., Rudy E. *Planseeber. Pulvermet.*, 1960, Bd. 8, S. 66—71.
2. Chiotti P., Weiner L. *U. S. At. Energy Comm. ISC—132*, 1950, 64p.; см. Hayes E. T. *Metallurgy of Zirconium*, v. 4, eds. B. Lustman and F. Kerze. National Nuclear Energy Series, Div. VII, McGraw—Hill Book Co., N. Y., 1955, p. 432—489.
3. Самсонов Г. В., Розанова Н. С. *Изв. сектора физико-химического анализа, ИОНХ АН СССР*, 1957, т. 27, с. 287—296.
4. Brownlee L. D. *J. Brit. Nucl. Energy Conf.*, 1959, v. 4, p. 35.
5. Richardson C. *Spectroscopy in Science and Industry*, John Wiley and Sons, Inc., N. Y., 1938.
6. Портной К. И. и др. *Изв. АН СССР, ОТН, Metallургия и топливо*, 1961, № 2, с. 147—149.
7. Годин Ю. Г. и др. *Сб. «Metallургия и металловедение чистых металлов»*. 1961, № 3, с. 284—289.
8. Elliott R. O., Kempter C. P. *J. Phys. Chem.*, 1958, v. 62, p. 630—631.

$\bar{I}, 4564$   
 $0,5436$

### Ca—Ce. Кальций—церий \*

При изучении тройной системы Ca—Ce—Cl в работе [1] получены данные по двойной системе Ca—Ce, аналогичные приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. 1). Сплавы готовили из 99,5%-ного Ce (температура плавления  $804^\circ \text{C}$ ) и 99,9%-ного Ca (температура плавления  $850^\circ \text{C}$ ). Отмечается, что неинвариантная реакция при  $843^\circ \text{C}$  является монотектической.

1. Зверев Г. Л. *ДАН СССР*, 1955, т. 104, с. 242—245.

$\bar{I}, 7420$   
 $0,2580$

### Ca—Ge. Кальций—германий \*

По данным работы [1],  $\text{Ca}_2\text{Ge}$  не имеет ромбическую решетку, как было отмечено М. Хансеном и К. Андерко (см. т. 1 [4]). Рентгенограммы соединения с избытком Ca (снятые методом порошка) были предположительно предписаны кубической симметрии, хотя некоторые слабые линии рентгенограмм не были идентифицированы. Отмечается, что для получения рентгенограмм кубической симметрии необходим избыток Ca. Полагают [1], что данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об изоструктурности  $\text{Ca}_2\text{Ge}$  и  $\text{Ca}_2\text{Si}$ . Окончательно кристаллическая структура  $\text{Ca}_2\text{Ge}$  не установлена.

В обоих работах [1, 2] подтверждается ромбическая решетка у  $\text{CaGe}$ . Ее периоды:  $a = 4,565 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,837 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,005 \text{ \AA}$  [2].

По данным работы [1], решетка  $\text{CaGe}_2$  изоструктурна  $\text{CaSi}_2$ , что хорошо согласуется с ранее опубликованными работами.

1. Freundlich W., Bichara M. *Bull. Soc. Chim. France*, 1959, p. 709—712.
2. Landelli A. *Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat.*, 1955, v. 19, p. 307—313.

$1,5995$   
 $2,4005$

### Ca—H. Кальций—водород \*

Диаграмма, приведенная на рис. 121, построена по данным дифференциального термического анализа и изучения равновесий и рентгеноструктурных исследований сплавов, приготовленных из очищенного Ca (99,94%) и очень чистого H, полученного термическим разложением  $\text{UH}_3$  [1]. H энергично растворяется в высокотемпературной (о. ц. к.) модификации Ca и незначительно — в низкотемпера-

268

турной (г. ц. к.);  $\gamma$ -фаза представляет собой промежуточную фазу, а не твердый раствор H в одной из аллотропических форм Ca. При термическом анализе [1]

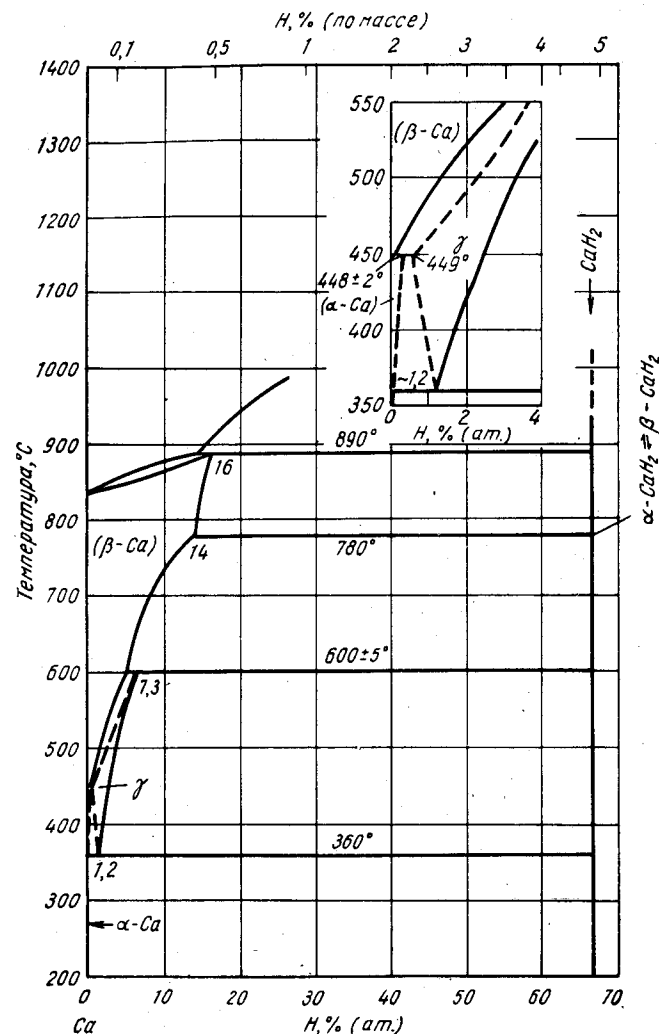


Рис. 121. Ca—H

наблюдали гистерезис: температура превращения  $\alpha\text{-Ca} \rightleftharpoons \beta\text{-Ca}$   $448 \pm 2^\circ \text{C}$  при нагревании и  $442 \pm 2^\circ \text{C}$  при охлаждении, температура эвтектичного распада  $\gamma$ -фазы  $360^\circ \text{C}$  при нагревании и  $320^\circ \text{C}$  при охлаждении. Температуры неинвариантных равновесий на рис. 121 даны по опытам при нагревании. Растворимости компонентов в твердом состоянии, определенные в работе [1], хорошо согласуются с изотермами растворимости, построенными в работах [2, 3]. В работе [1] не смогли определить растворимость Ca в  $\text{CaH}_2$ . Температура неинвариантного превращения  $780^\circ \text{C}$  интерпретирована как температура полиморфного превращения  $\text{CaH}_2$ , хотя рентгеноструктурным анализом полиморфизма не обнаружено.

269

Давление паров при диссоциации  $\text{CaH}_2$  меняется от  $\sim 10^{-4}$  ат при  $560^\circ\text{C}$  до  $10^{-1}$  ат при  $900^\circ\text{C}$  [4]. Перелом на кривой давление—температура, обнаруженный в работе [4] при  $780^\circ\text{C}$ , свидетельствует о том, что неинвариантная реакция, наблюдавшаяся в работе [1], является скорее полиморфным превращением, чем, например, перитектоидной реакцией образования низшего гидрида.

Фаза  $\gamma$ , возможно, является гексагональной плотноупакованной модификацией Ca, существование которой в данном температурном интервале предполагали многие исследователи. В работе [5] приведены предварительные данные об изменении этой гексагональной плотноупакованной модификации Ca в зависимости от содержания H.

1. Peterson D. T., Fattore V. G., J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2062—2064.
2. Johnson W. C. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1939, v. 61, p. 318—329; см. [1].
3. Treadwell W. D., Stecher J. Helv. Chim. Acta, 1953, v. 36, p. 1820—1932; см. [1].
4. Chiotti P., Curtis R. W., U. S. At. Energy Comm. IS—351, 1961, p. 104—106.
5. Smith J. F., Bernstein B. T. J. Electrochem. Soc., 1958, v. 106, p. 448—451.

I, 3171  
0, 6829

### Ca—Ir. Кальций—иридий

Соединение  $\text{CaIr}_2$  получено в работе [1] плавкой в железном тигле в атмосфере He. По данным рентгеноструктурного анализа (методом порошка),  $\text{CaIr}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  (C15) с периодом  $a = 7,545 \pm 0,005$  А. В работе [2] сообщается, что это соединение при температурах  $4—6,15^\circ\text{K}$  становится сверхпроводником.

1. Wood E. A., Compton V. B. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 429—433.
2. Matthias B. T., Korenzwit E. Phys. Rev., 1957, v. 107, p. 1558.

I, 4602  
0, 5398

### Ca—La. Кальций—лантан \*

Фазовая диаграмма (рис. 122) была построена в работе [1] с использованием Ca чистотой более 99,9% и 98,5%-ного La методами термического и металлографического анализов. Растворимость в твердом состоянии ниже солидуса только оценена.

1. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 756—762.

0, 7616  
I, 2384

### Ca—Li. Кальций—литий \*

Диаграмма (рис. 123) построена по данным дифференциального термического анализа [1], она значительно отличается от опубликованной ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1], рис. 226). Для исследований использовали Ca и Li чистой 99%. Ликвидус сплавов, содержащих 0—30% (ат.) Ca, приведен по данным работы [1] из уравнения понижения точки замерзания. В работе [1] температуры ликвидуса сплавов с 30—100% (ат.) Ca определить не удалось. Расчетные данные очень хорошо согласуются с экспериментальными при перитектической температуре. Температура эвтектической точки [7,7% (ат.) Ca] составляет  $141,8^\circ\text{C}$ , перитектической  $230,9^\circ\text{C}$  [1]. Концентрации точек предельной растворимости 2,1% (ат.) Ca и 3% (ат.) Li определены из графиков зависимости времени равновесной выдержки от состава [1].

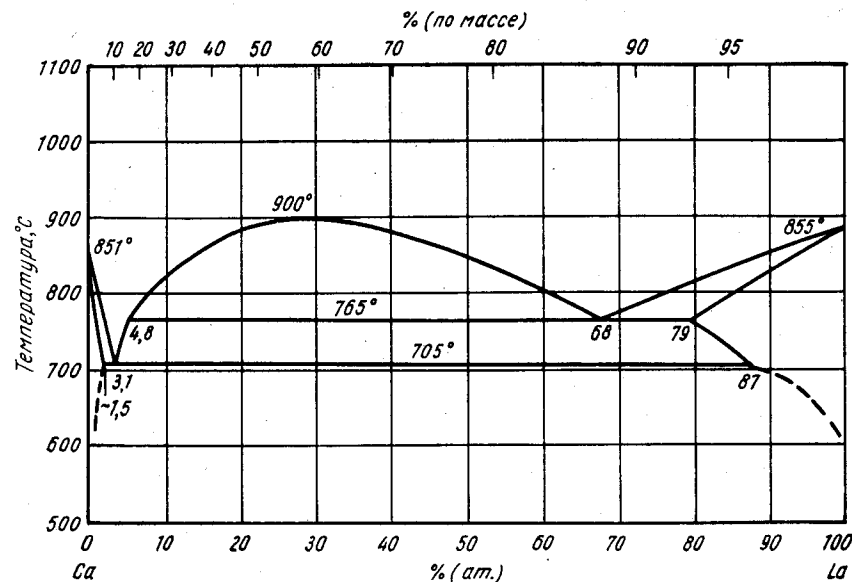


Рис. 122. Ca—La

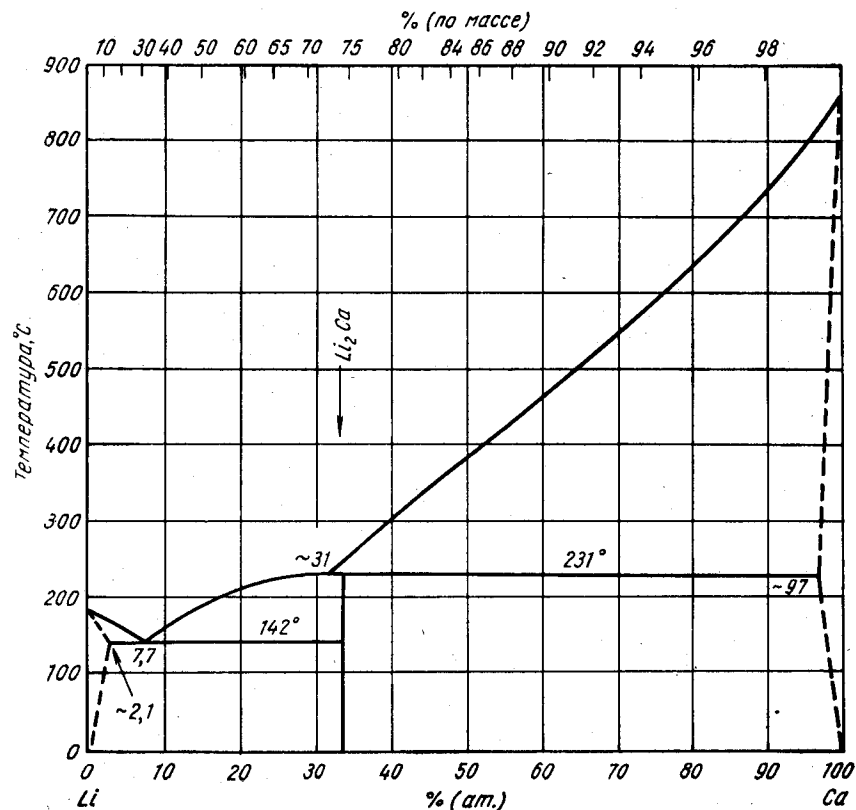


Рис. 123. Ca—Li



Измерения твердости и времени равновесной выдержки [1] позволили сделать вывод об образовании по перитектической реакции твердого раствора эквиатомного состава. Однако в диаграмму (см. рис. 123) включены данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [27]), указывающие на образование по перитектической реакции соединения  $\text{Li}_2\text{Ca}$  с кристаллической структурой типа  $\text{MgZn}_2$ .

Данные работы [3] в основном подтверждают полученные ранее [1] температуры ликвидуса в области диаграммы со стороны Li, эвтектическую точку с концентрацией 8% (ат.) Ca при температуре  $140^\circ\text{C}$  и перитектическую реакцию при  $\sim 230^\circ\text{C}$ . Вместе с тем в работе [3] в соответствии с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [2]) указано на образование по перитектической реакции соединения  $\text{Li}_2\text{Ca}$ . Предварительные расчеты температур ликвидуса сплавов с 30—100% (ат.) Ca (в трех точках) плохо согласуются с теоретической кривой (рис. 123). В работе [3] обнаружен излом кривой ликвидуса при  $415^\circ\text{C}$  и концентрации  $\sim 70\%$  (ат.) Ca, который авторы связали с образованием соединения, не обнаруженного рентгеноструктурным анализом; более вероятно, что эффект при  $415^\circ\text{C}$  связан с аллотропией Ca.

1. Wolfson M. R. Trans. ASM, 1957, v. 49, p. 794—801.
2. Selis S. M. Trans. ASM, 1957, v. 49, p. 801—804 (дискуссия по работе [1]).
3. Kanda F. A., King A. J. U. S. At. Energy Comm. TID—5691, 1960, p. 50—52.

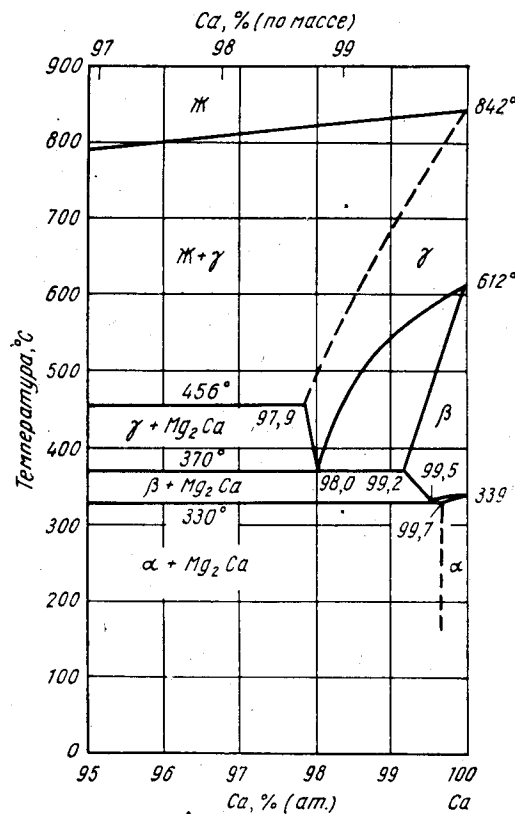


Рис. 124. Ca—Mg

0,2170  
1,7830  
**Ca—Mg.**  
**Кальций—магний \***

Угол диаграммы со стороны Ca [96,5—100% (по массе)] изучен в работе [1] методами высокотемпературной рентгенографии и дифференциального термического анализа сплавов, приготовленных из 99,9%-ного Mg и 99,8%-ного Ca (рис. 124). Эвтектическая температура  $456^\circ\text{C}$  предпочтительней температуры  $445^\circ\text{C}$ , приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 227). В работе [1] определена также растворимость Mg в твердом состоянии в трех аллотропических модификациях Ca; однако следует подчеркнуть, что гексагональная плотноупакованная модификация Ca, возможно, не существует (см. систему Ca—H).

1. Kanda F. A., King A. I. U. S. At. Energy Comm. TID—5691, 1960, p. 40—45.

0,4566  
1,5434

**Ca—N. Кальций—азот \***

В добавление к  $\text{Ca}_3\text{N}_2$  в системе обнаружены еще два нитрида:  $\text{Ca}_2\text{N}_3$  и  $\text{CaN}_3$ ; оба они получены химическим путем [1].

N стабилизирует неравновесные переходные структуры (одна из которых имеет решетку с низкой симметрией, а другая — гексагональную плотноупакованную) при  $350\text{—}400^\circ\text{C}$ , возникающие при аллотропическом превращении о. ц. к.  $\rightarrow$  г. ц. к. [2].

1. Бусев А. Ученые записки Ленинградского государственного пединститута, 1940, т. 29, с. 303; Wähler L., Martin F. Z. Angew. Chem., 1917, Bd 30, S. 33—39; см. Вол А. Е. Состав и свойства двойных металлических систем. Физматгиз, 1959, т. 1, с. 100.
2. Smith J. F., Bernstein B. T. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 106, p. 448—451.

0,3988  
1,6012

**Ca—O. Кальций—кислород**

Диаграмма Ca—CaO эвтектического типа, температура эвтектики  $834 \pm 1,5^\circ\text{C}$  [1]. Рассчитанная концентрация эвтектической точки 0,15% (ат.) O. Растворимость O в жидком Ca равна 10% (ат.) при  $1350^\circ\text{C}$ .

Решетка CaO г. ц. к. типа NaCl с периодом  $4,7990$  или  $4,8082$  Å [2].

Перекись CaO<sub>2</sub> получена химическим путем [3—6]. Ее решетка тетрагональная, структурной группы  $D_{4h}^{17}$ , с периодами  $a = 5,01$  Å,  $c = 5,92$  Å [3]; или  $a = 5,03$  Å,  $c = 5,95 \pm 5,97$  Å [5].

Перекись CaO<sub>4</sub> также получена химическим путем [6, 7]; изучением магнитных свойств в соединении обнаружен ион O<sup>2-</sup> [7].

1. Bevan D. J., Richardson F. D. Proceeding of the Australian Atomic Energy Symposium, 1958, Melbourne University Press, 1959, p. 586—587.
2. Primak W. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1948, v. 70, p. 2043; Jay A. H., Andrews K. W. J. Iron Steel Inst. (London), 1946, v. 152, 15p; см. Pearson W. B. A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, N. Y., 1958, p. 1006.
3. Котов В., Рахштейн С. ЖФХ, 1941, т. 15, с. 1057—1058.
4. Baumann D. J. J. Sci. Iowa State Coll., 1954, v. 28, p. 280—281.
5. Brosset C., Vannerberg N. G. Nature, 1956, v. 177, p. 238.
6. Traube W., Schulze W. Ber. Deut. Chem. Ges., 1921, Bd. 54, S. 1626; см. Schechter W. H., Kleinberg J. J. Chem. Educ., 1947, v. 24, p. 302—303.
7. Ehrlich P. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1944, Bd. 252, S. 370; см. Schechter W. H., Kleinberg J. J. Chem. Educ., 1947, v. 24, p. 302—303.

0,1119  
1,8881

**Ca—P. Кальций—фосфор**

В работе [1], где приведена подробная библиография предыдущих работ, включая химическую справочную литературу, идентифицировано два фосфида:  $\text{Ca}_3\text{P}_2$  и CaP. В добавлении к этому в работах [2, 3] найден фосфид CaP<sub>5</sub>.

Фосфид  $\text{Ca}_3\text{P}_2$  (черно-фиолетового цвета) имеет решетку скорее всего тетрагональную с периодами  $a = 5,44$  Å,  $c = 6,59$  Å; решетка CaP (кирпично-красного цвета) также, вероятно, тетрагональная, ее периоды  $a = 5,93$  Å,  $c = 7,94$  Å [1].

1. Pytlewski L. L. Thesis, University of Pennsylvania, 1960.
2. Franck H., Fuldner H. Z. Anor. Allgem. Chem., 1932, Bd 204, S. 97—134; см. [1].
3. Legoux C. Ann. Chim. (Paris), 1942, v. 17, p. 100—180; см. [1].

1,2885  
0,7135

### Ca—Pb. Кальций—свинец \*

Потребности техники в сплавах, богатых Pb, способствовали подробному изучению растворимости Ca в Pb в твердом состоянии и определению природы неинвариантного равновесия, наблюдающегося в диаграмме со стороны Pb [1].

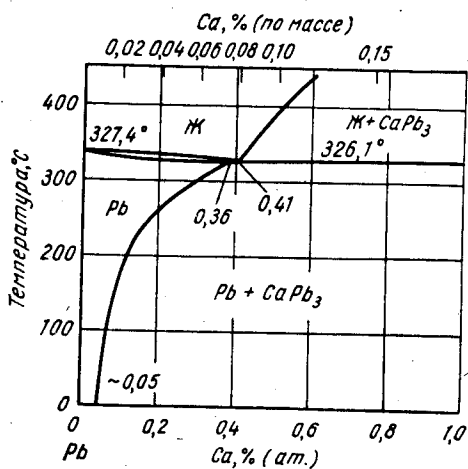


Рис. 125. Ca—Pb

Границы фазовых областей, приведенные на рис. 125, получены в результате очень тщательного и систематического исследования области диаграммы от 0 до 1% (ат.) Ca.

Показано, что ранее обнаруженная в системе перитектическая реакция не имеет места. Термическим анализом с использованием теории зонной плавки четко показано, что при температуре 326,1° С происходит эвтектическое превращение  $Ж \rightleftharpoons (Pb) + CaPb_3$ . Приведенным данным о растворимости Ca в Pb следует отдать предпочтение по сравнению с представленными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 230).

Кристаллическая структура  $Ca_2Pb$  ромбическая типа  $PbCl_2$ , изоструктурная с  $Ca_2Si$  и  $Ca_2Ge$ ; периоды решетки:  $a = 9,647 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $b = 8,072 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ;  $c = 5,100 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [2].

В работе [3] обнаружена интерметаллидная фаза  $CaPb_3$  в Pb-углу диаграммы.

1. Вигдорович В. Н., Нашельский А. Я. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2034—2038.
2. Esckertlin P. a. o. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 307, S. 145—146.
3. Смирнов М. П., Пудниченков В. Е. Сб. науч. трудов Гинцветмета, 1956, № 12, с. 150—162.

1,5747  
0,4253

### Ca—Pd. Кальций—палладий

Плавкой в железном тигле в атмосфере He получено соединение  $CaPd_2$  [1]. Рентгенографически (методом порошка) установлено, что решетка  $CaPd_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  ( $C15$ ),  $a = 7,665 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Wood E. A., Compton V. B. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 429—433.

1,2807  
0,7193

### Ca—Po. Кальций—полоний

Методами микрометаллургии в работе [1] получено соединение  $CaPo$  с г. ц. к. решеткой типа  $NaCl$ ,  $a = 6,514 \pm 0,006 \text{ \AA}$ .

1. Wittman W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—440.

1,4565  
0,5435

### Ca—Pr. Кальций—празеодим

В работе [1] идентифицирована интерметаллидная фаза  $CaPr$ , ее решетка ромбическая, изоструктурная с  $CaSi$ ;  $a = 4,474 \text{ \AA}$ ,  $b = 11,098 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,06 \text{ \AA}$ .

1. Landelli A. Atti. Accad. Nazl. Lincei. Rend., Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1955, v. 19, p. 307—313.

1,3124  
0,6876

### Ca—Pt. Кальций—платина \*

Плавкой в железном тигле в атмосфере He получено соединение  $CaPt_2$  [1]. Рентгенографически (методом порошка) установлено, что решетка  $CaPt_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  ( $C15$ );  $a = 7,629 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Wood E. A., Compton V. B. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 429—433.

1,2191  
0,7809

### Ca—Pu. Кальций—плутоний

Данных, относящихся к этой системе, мало, однако кажется совершенно ясным, что оба компонента не растворяются друг в друге ни в жидком, ни в твердом состоянии [1].

1. Schonfeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, Pergamon Press, N. Y., 1959, ser. V, v. 2, p. 579—599.

1,5905  
0,4095

### Ca—Rh. Кальций—родий

Плавкой в железном тигле в атмосфере He получено соединение  $CaRh_2$  [1]. Рентгенографически (методом порошка) установлено, что решетка  $CaRh_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  ( $C15$ );  $a = 7,525 \pm 0,005 \text{ \AA}$ . В работе [2] сообщается, что это соединение становится сверхпроводником при температуре 6,4° К.

1. Wood E. A., Compton V. B. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 429—433.
2. Mattias B. T., Corenzwit E. Phys. Rev., 1957, v. 107, p. 1558.

0,0969  
1,9031

### Ca—S. Кальций—сера \*

В работе [1] вновь определен период решетки  $CaS$ , он оказался равным  $5,6905 \pm 0,0002 \text{ \AA}$  при 21,5° С. Температура плавления  $CaS$  2525° С [2].

1. Güntert O. J., Faessler A. Z. Krist., 1956, Bd 107, S. 357—361.
2. Juza R., Blünzen K. Z. Physik. Chim. (Frankfurt), 1958, Bd 17, S. 82—99.

1,5174  
0,4826

### Ca—Sb. Кальций—сурьма \*

О фазе с г. ц. к. решеткой типа  $ZnS$  ( $a = 6,13 \text{ \AA}$ ), упоминается в работе [1] без ссылки на источник. Согласно данным [2], стехиометрическому составу соединения  $Ca_3Sb_2$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I) лучше приписать формулу  $Ca_7Sb_4$ .

Решетка этого соединения ромбическая с периодами:  $a = 8,32 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,57 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,50 \text{ \AA}$ ; симметрия  $Pnma$  или  $Pna2_1$ ; в элементарной ячейке 33 атома.

1. Глазов В. М., Чижевская С. М. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgia и топливо, 1961, № 3, с. 154—157.
2. Вгауег G., Müller O. Angew. Chem., 1961, Bd 73, S. 169.

0,1544  
1,8456

### Ca—Si. Кальций—кремний \*

Согласно данным работы [1] и М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [19]),  $\text{Ca}_2\text{Si}$ , как и  $\text{CaSi}$ , существует в двух модификациях: г. ц. к. структура  $\text{Ca}_2\text{Si}$  была указана М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [24]) в дополнение к более стабильной ромбической; однако существование двух модификаций у  $\text{CaSi}$  ставилось в работе [21] по тому же справочнику под сомнение, так как была обнаружена только ромбическая структура данного состава. В работе [2] подтверждено, что решетка  $\text{CaSi}$ , как это и определено по М. Хансену и К. Андерко (см. т. I [21]), изоструктурна с  $\text{CrB}$ .

1. Aronsson B. Arkiv Kemi, 1960, Bd 16, S. 379—423.
2. Nowotny H., Parthé E., Planseeber. Pulvermet., 1954, Bd 2, S. 34—56; см. [1].

1,5285  
0,4715

### Ca—Sn. Кальций—олово \*

Решетка соединения  $\text{Ca}_2\text{Sn}$ , определенная рентгенографически (методом вращающегося кристалла), ромбическая, изоструктурна с  $\text{CaSi}$  и  $\text{CaGe}$ , структурная группа  $D_{2h}^{16} - Pbnm$ ;  $a = 9,562 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,975 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,044 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1]. Это не согласуется с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [10]), для получения которых использовали менее точный метод порошка.

1. Eckerlin P. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 307, S. 145—146.

1,6603  
0,3397

### Ca—Sr. Кальций—стронций \*

Диаграмма, представленная на рис. 126, построена по данным дифференциального термического и рентгеноструктурного анализов [1]. Использовали Ca для исследовательских работ и Sr, очищенный в вакууме. Ca и Sr растворяются друг в друге в жидком состоянии и образуют непрерывные ряды твердых растворов на основе аллотропических модификаций с о. ц. к., г. к. и г. ц. к. решетками. Однако следует отметить, что в тщательно проведенной работе [2] по изучению системы Ca—H отрицается у Ca аллотропическая модификация с г. к. решеткой. В связи с этим требуются дополнительные исследования сплавов со стороны Ca, прежде чем можно будет окончательно построить диаграмму.

В работе [1] наблюдали появление в сплавах с 0—10% (по массе) Sr в температурном интервале  $\sim 300 \div 340^\circ \text{C}$  «комплексной» фазы. Эта «комплексная» фаза отличается обратимыми свойствами и имеет рентгенограмму, хорошо согласующуюся с определением величины  $d$ , проведенным в работе [3].

Температуры плавления Ca ( $843 \pm 1^\circ \text{C}$ ) и Sr ( $774 \pm 1^\circ \text{C}$ ) не соответствуют другим определениям, однако в работе [1] указывается, что эти значения относятся к металлам более чистым, чем употреблявшиеся ранее.

276

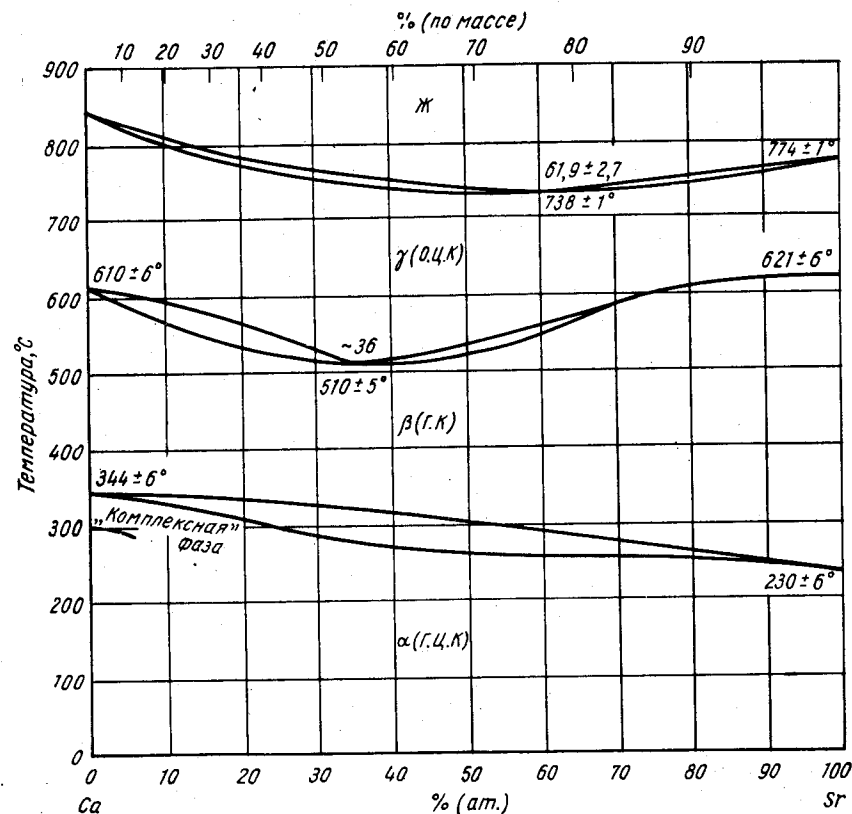


Рис. 126. Ca—Sr

1. Schottmiller J. C. a. o. J. Phys. Chem., 1958, v. 62, p. 1446—1449.
2. Peterson D. T., Fattore V. G. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2062—2064.
3. Smith J. F. a. o. J. Electrochem. Soc., 1956, v. 103, p. 409.

1,9226  
0,0774

### Ca—Ti. Кальций—титан \*

Систему изучали в работе [1] методами рентгеноструктурного, химического и микроскопического анализов образцов Ca, помещенных в капсулы, выточенные из Ti, и приведенных в равновесное состояние. Никаких интерметаллических соединений не обнаружено. Равновесная диаграмма (рис. 127) построена по данным [1]. Более высокая растворимость Ca в  $\alpha$ -Ti по сравнению с растворимостью в  $\beta$ -Ti при температуре аллотропического превращения указывает на наличие перитектоидной реакции. Так как нет данных о растворимости Ti в твердом Ca, равновесие со стороны Ca может быть как эвтектическим (вариант, приведенный на рис. 127), так и перитектическим. Значительно более высокая растворимость Ca в  $\beta$ -Ti при высоких температурах позволяет предположить, что при температуре плавления Ti ( $1668^\circ \text{C}$ ) растворимость упадет до нуля.

1. O b i n a t a J. a. o. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 1072—1081; дискуссия, там же, p. 1082—1083.

277

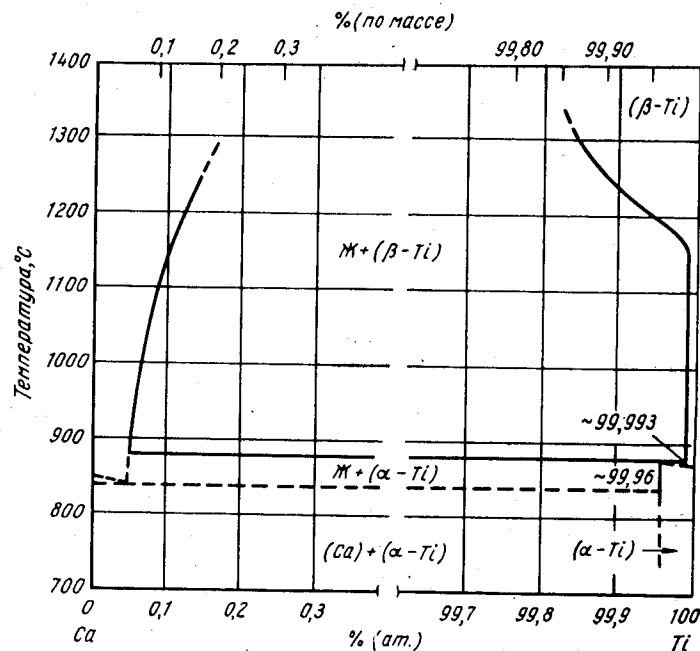


Рис. 127. Ca—Ti

$\bar{T}$ , 7875  
0, 2125

### Ca—Zn. Кальций—цинк \*

Решетка  $\text{CaZn}_2$  о. ц. ромбическая;  $a = 4,591 \pm 0,002$  А,  $b = 7,337 \pm 0,007$  А,  $c = 7,667 \pm 0,004$  А; структурная группа  $Imma$  [1, 2].

- Schulze G. E. R., Wieting J. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 743—746.
- Wieting J. Naturwissenschaften, 1961, Bd 48, S. 401.

$\bar{T}$ , 9043  
0, 0957

### Cd—Ce. Кадмий—церий \*

Растворимость Ce в жидком Cd в температурном интервале 360—520° С, по данным работы [1], определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (at.) Ce}] = 7,392 - 5886/T$  °С. Соединением, находящимся в равновесии с жидкостью (Ce)<sub>ж</sub>, является кубическая фаза  $\text{CeCd}_{11}$ .

Точно измеренный период кубической решетки  $\text{CeCd}$  типа CsCl составляет  $a = 3,865$  А [2, 3]. Периоды решеток соединений  $\text{CeCd}_2$ ,  $\text{CeCd}_3$  и  $\text{CeCd}_{11}$ , определенные в работе [2], соответствуют приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]). Решетка соединения прототипа  $\text{CeCd}_6$  кубическая с 24 формульными единицами на элементарную ячейку,  $a = 15,783 \pm 0,001$  А [4].

Предварительные данные работы [5], в которой использовали пьезометрический метод, свидетельствуют о том, что для соединения  $\text{Ce}_2\text{Cd}_6$  в интервале концентраций  $\text{CeCd}_{4,5-4,6}$  наблюдается до 65 микрофаз одной и той же стехиометрии. С помощью того же метода [6] обнаружена фаза  $\text{CeCd}_6$ , границы области гомогенности которой при 575—640° С составляют 85,65—85,95% (ат.) Cd.

278

- Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.
- Iandelli A. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt Brit., Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F. 11p.
- Iandelli A. Atti Accad. Nazl, Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
- Ellinger F. H. Частное сообщение; см. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Lemons J. F., Elliot G. R. V. Abstr. Sci. Papers Intern. Congr. Pure Appl. Chem., 18th, Montreal, 1961, p. 115—116.
- Elliot G. R. V., Lemons J. F. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 137—145.

0,2477  
0,7523

### Cd—Cu. Кадмий—медь \*

Термодинамические свойства системы изучены в работе [1]. Кристаллическая структура соединения  $\text{CuCd}_3$ , ранее не определенная, оказалась гексагональной [1],  $a = 8,11$  А,  $c = 8,76 \pm 0,02$  А. В работе [1] утверждается также, что соединение  $\text{Cu}_2\text{Cd}$  имеет гексагональную решетку вдвое большую, по сравнению с приведенной для данного соединения М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [12]), периоды этой решетки:  $a = 5,00$  А,  $c = 16,17$  А. Вероятно, решетка  $\text{Cu}_2\text{Cd}$  скорее изоструктурна  $\text{MgNi}_2$ , чем  $\text{MgZn}_2$ .

- Borg R. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 527—531.

$\bar{T}$ , 8399  
0, 1601

### Cd—Dy. Кадмий—диспрозий

Растворимость Dy в жидком Cd в интервале температур 325—542° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (at.) Dy}] = 3,335 - 2450/T$  °С [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение  $\text{DyCd}_6$ , решетка которого кубическая типа  $\text{CeCd}_6$  [1].

- Johnson I. Rare Earth Research (Proceeding of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Ins., N. Y., 1962, p. 125—131.

$\bar{T}$ , 8273  
0, 1727

### Cd—Er. Кадмий—эрбий

Растворимость Er в жидком Cd в интервале температур 327—589° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (at.) Er}] = 6,309 - 6644/T + 1,485 \cdot 10^6/T^2$  (где  $T$  в °С) [1]. В равновесии с расплавом находится соединение  $\text{ErCd}_6$ , решетка которого кубическая типа  $\text{CeCd}_6$  [1].

- Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

$\bar{T}$ , 8689  
0, 1311

### Cd—Eu. Кадмий—европий

По данным работы [1], в равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение  $\text{EuCd}_{11}$ , решетка которого тетрагональная типа  $\text{BaCd}_{11}$ . Растворимость Eu в жидком Cd в интервале температур 382—502° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (at.) Eu}] = 6,063 - 4210/T$  °С.

279

1. Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference) eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

0,2074  
Г, 7926

### Cd—Ga. Кадмий—галлий \*

Диаграмма состояний (рис. 128), построенная в работе [1], предпочтительней приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I). В работе проведен термический, анализ 35 сплавов, лежащих во всем интервале концентраций. Найдено, что

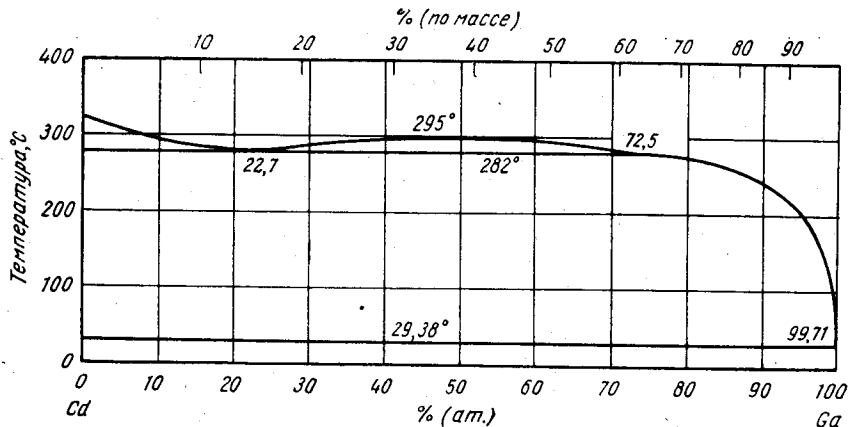


Рис. 128. Cd—Ga

область несмешиваемости в жидком состоянии очень ограничена, что противоречит результатам более ранних работ. Температура монотектической реакции  $282^\circ\text{C}$ , концентрация монотектической точки  $22,7\%$  (ат.) Ga. Критическая точка двухфазной области несмешиваемости соответствует  $295^\circ\text{C}$ . Эвтектическая реакция в Ga-углу диаграммы происходит при  $29,38^\circ\text{C}$ ; концентрация эвтектической точки  $0,29\%$  (ат.) Cd. По данным рентгеновских измерений периода решеток, растворимость Ga в Cd в твердом состоянии установлена меньше  $1\%$  (ат.).

1. Нейманн Т., Предель В. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 90—95.

Г, 8540  
0,1460

### Cd—Gd. Кадмий—гадолиний

Растворимость Gd в жидком (Cd)<sub>ж</sub> в интервале температур  $324—500^\circ\text{C}$  определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Cd}] = 3,217 - 2379/T^\circ\text{C}$  [1]. В равновесии с расплавом (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение GdCd<sub>8</sub> с простой кубической решеткой [1].

Идентифицированное в работе [2] соединение GdCd имеет кубическую решетку типа CsCl,  $a = 3,748 \text{ \AA}$ .

- Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.
- Iandelli A. Atti Acad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

280

0,1899  
Г, 8101

### Cd—Ge. Кадмий—германий \*

Растворимость Ge в жидком Cd в интервале температур  $396—742^\circ\text{C}$  в работе [1] изучали методом определения потерь массы твердых образцов Ge, помещенных в плотно закрытый контейнер с точно известным количеством Cd. Полученные значения растворимости построены по 13 точкам меньше приведенных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, [1]). Результаты, полученные методом, использованным в работе [1], могут быть неточны, так как проверочных химических анализов не проводили; однако применение того же метода для изучения равновесий в системе дало результаты, хорошо согласующиеся с данными других авторов. В работе [1] рассчитана концентрация эвтектической точки  $0,2\%$  (ат.) Ge и эвтектическая температура, равная  $320^\circ\text{C}$ , т. е. на  $1^\circ\text{град}$  ниже температуры плавления Cd.

Методом меченых атомов в работе [2] определена растворимость Cd в Ge. Ее значения, достигающие максимума при  $825^\circ\text{C}$ , при низких температурах следующие [3]:

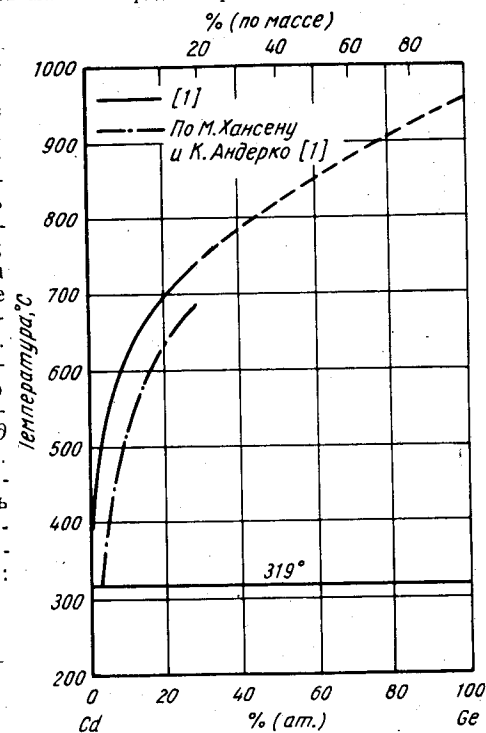


Рис. 129. Cd—Ge

Температура, $^\circ\text{C}$	960	950	900	850
Растворимость, % (ат.)	$5,0 \cdot 10^{-6}$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	$7,4 \cdot 10^{-4}$	$5,0 \cdot 10^{-3}$
Температура, $^\circ\text{C}$	825	800	760	
Растворимость, % (ат.)	$6,1 \cdot 10^{-3}$	$3,2 \cdot 10^{-3}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$	

При пересчете значений растворимости, взятых из работы [2], в атомы Cd на  $1 \text{ см}^3 \text{ Ge}$ , были использованы данные о плотности Ge при комнатной температуре.

- Thurmond C. D., Kowalchik M. Bell System. Techn. J., 1960, v. 39, p. 169—204.
- Косенко Ф. Е. ФТТ, 1959, т. 1, с. 1622—1626.

Г, 7484  
0,5216

### Cd—Hg. Кадмий—ртуть \*

Термодинамическое изучение жидких растворов Cd—Hg было проведено в работе [1].

- Клерра О. J. Acta Met. 1960, v. 8, p. 435—445.

281

Г, 8336  
0, 1664

### Cd—Ho. Кадмий—гольмий

Растворимость Ho в жидком Cd в интервале температур 324—628°С определяется уравнением  $\lg [\% (\text{ат.}) \text{Ho}] = 3,409 - 2494/T^\circ\text{C}$  [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение HoCd<sub>6</sub> с кубической решеткой типа CeCd<sub>6</sub> [1].

1. Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

Г, 9910  
0, 0090

### Cd—In. Кадмий—индий \*

В работе [1] система изучена вновь с помощью термического, металлографического, dilatометрического и рентгеноструктурного анализов 34 сплавов, приготовленных из 99,999%-ного In и очищенного дистилляцией Cd. Исправленная диаграмма приведена на рис. 130.

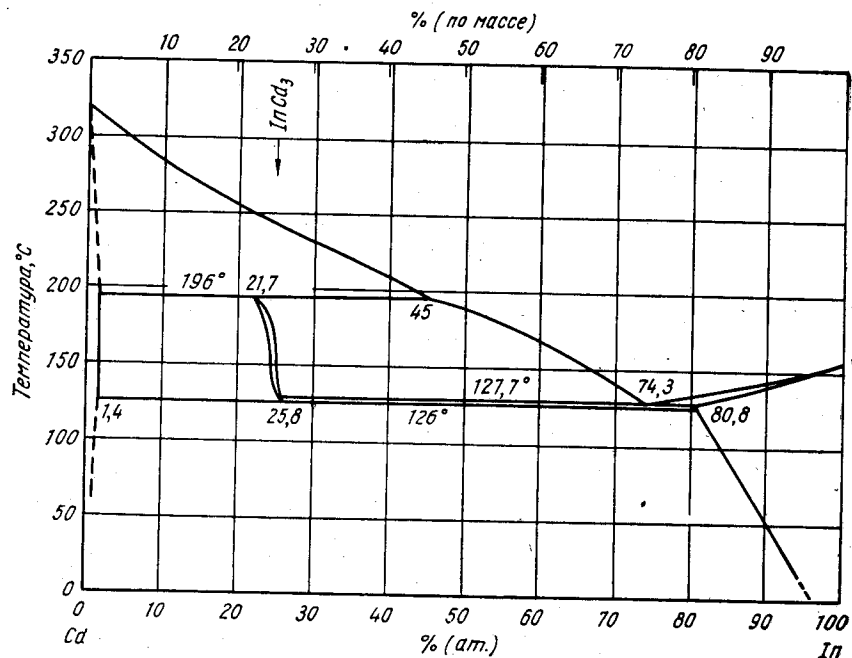


Рис. 130. Cd—In

Построенная в работе [1] диаграмма отличается от приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. 1, рис. 247) наличием фазы, образующейся перитектически при 196°С и распадающейся эвтектично при 126°С. Растворимость In в Cd в интервале температур 126—196°С составляет 1,4% (ат.). По данным работы [1], эвтектическое превращение происходит при 127,7°С; концентрация эвтектической точки 74,3% (ат.) In. Указанная эвтектическая температура выше приведенной ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1, 2]). Данные о растворимости Cd в In очень хорошо согласуются с результатами более ранних исследований.

Промежуточная фаза идентифицирована как InCd<sub>3</sub> с г.ц.к. решеткой,  $a = 4,5131 \pm 0,0007 \text{ \AA}$  [1].

1. Neumann T., Predel B. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 309—314; The Physical Chemistry of Metallic Solution and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. II, № 9, Paper 5B, 10p.

0, 1275  
Г, 8725

### Cd—Kr. Кадмий—криптон

Растворимость Kr в жидком Cd определена в работе [1] равной примерно  $1,5 \cdot 10^{-8}$  и  $2,8 \cdot 10^{-8} \text{ см}^3/\text{см}^3$  металла при температурах 1100 и 1500°С [соответственно  $8,7 \cdot 10^{-10}$  и  $16 \cdot 10^{-10}\%$  (ат.)].

1. Johnson G. W. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 943—946.

Г, 9080  
0, 0920

### Cd—La. Кадмий—лантан \*

Растворимость La в жидком Cd в интервале температур 325—580°С определяется уравнением  $\lg [\% (\text{ат.}) \text{La}] = 7,350 - 6061/T^\circ\text{C}$  [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение LaCd<sub>11</sub>.

Решетка соединения LaCd кубическая типа CsCl,  $a = 3,905 \text{ \AA}$  [2, 3]. Решетки соединений: LaCd<sub>2</sub> — гексагональная типа CdI<sub>2</sub>,  $a = 5,075 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,458 \text{ \AA}$ ; LaCd<sub>11</sub> — кубическая типа BaHg<sub>11</sub>,  $a = 9,339 \text{ \AA}$  [2]. Соединение LaCd<sub>3</sub> в системе не существует [2].

1. Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.
2. Landelli A. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.
3. Landelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat, Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

Г, 8077  
0, 1923

### Cd—Lu. Кадмий—лютеций

Растворимость Lu в жидком Cd в интервале температур 324—557°С определяется уравнением  $\lg [\% (\text{ат.}) \text{Lu}] = 7,328 - 7630/T + 1,745 \cdot 10^{-6}/T^2$  (где T в °С) [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение LuCd<sub>6</sub> с кубической решеткой типа CeCd<sub>6</sub>.

1. Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc. N. Y., 1962, p. 125—131.

0, 6648  
Г, 3352

### Cd—Mg. Кадмий—магний \*

Равновесия в твердом состоянии были изучены в работе [1] для интервала концентраций 22—50% (ат.) Cd и в работе [2] для интервала 65—85% (ат.) Cd. Результаты этих работ суммированы на рис. 131. В обеих работах [1, 2] для опре-

деления кривых растворимости упорядоченных низкотемпературных фаз использовали метод рентгеноструктурного анализа. Большей частью данные о предельной растворимости в твердых растворах на основе Mg и Cd, полученные в работах [1, 2], согласуются с кривыми растворимости, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 244). Важно отметить, что, как показано на рисунке, реакции упорядочения происходят в определенных двухфазных областях.

Менее детальные исследования были также проведены по изучению явлений упорядочения при низких температурах. Утверждается [3], что соединение  $Mg_3Cd$

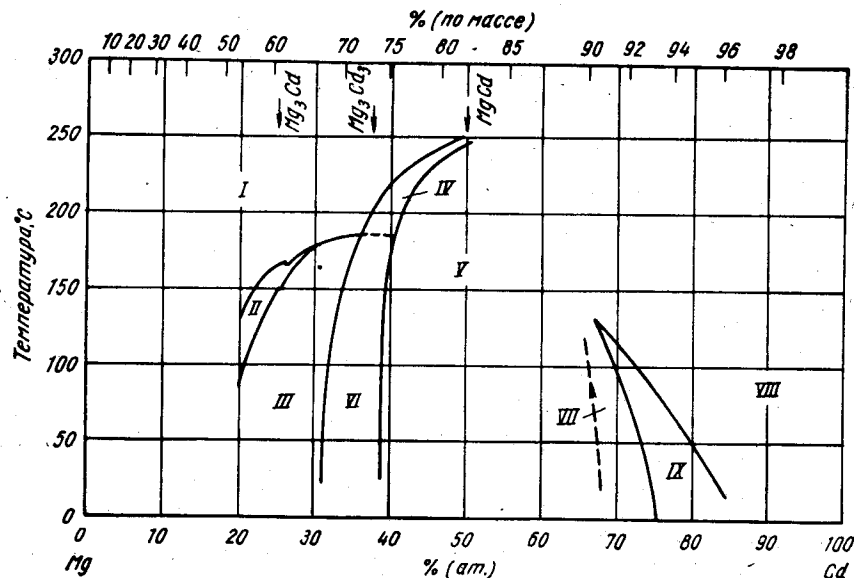


Рис. 131. Cd—Mg:

I — упорядоченная гексагональная; II — упорядоченная + разупорядоченная гексагональная; III — упорядоченная гексагональная; IV — разупорядоченная гексагональная + ромбическая; V — ромбическая; VI — ромбическая + упорядоченная гексагональная; VII — упорядоченная гексагональная; VIII — разупорядоченная; IX — упорядоченная + разупорядоченная гексагональная структуры

образуется по реакции в твердом состоянии. В работе [4] упорядочение соединения  $Mg_3Cd$  изучали на монокристаллах и определили критическую температуру равной  $160^\circ C$ ; упорядочение происходит очень медленно, если температура снижается на  $15 \text{ град}$ . В работах [5, 6] обсуждаются данные об удельной теплоте и теплоте превращения при упорядочении соединения  $Mg_3Cd$ .

Периоды решеток разбавленных твердых растворов Cd в Mg определены в работе [7]; показано, что при переходе от чистого Mg к сплаву с  $18,26\%$  (ат.) Cd периоды гексагональной решетки уменьшаются с  $a = 3,2099 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,2108 \text{ \AA}$  до  $a = 3,166 \text{ \AA}$  и  $c = 5,1405 \text{ \AA}$ .

1. Moore A., Raynor G. V. Acta Met., 1957, v. 5, p. 601—613.
2. Kamath G. S. Dissertation, University of Pittsburg, 1960, 88p.; Kamath G. S. a. o. Trans. AIME, 1963, v. 227, p. 26—31.
3. Савицкий Е. М., Барон В. В. Изв. АН СССР, ОТН, 1962, с. 392—397.
4. Steeple H., Lipson H. The Mechanism of Phase Transformation in Metals, Institute of Metals Monograph and Report Series № 18, Institute of Metals, London, 1956, p. 77—85.

5. Rosenbaum V. M., Welber B. J. Chem. Phys., 1965, v. 24, p. 485—486.
6. Хомяков К. и др. ЖХФ, 1956, т. 24, с. 486.
7. Hardie D., Parkins R. N. Phil. Mag., 1959, v. 4, p. 815—825.

0,9044  
1,0956

### Cd—N. Кадмий—азот \*

Соединение  $Cd_3N_2$ , имеющее о. ц. к. решетку типа  $Mn_2O_3$ ,  $a = 10,81 \pm 0,02 \text{ \AA}$  [1], при  $320^\circ C$  распадается. Распад азида Cd  $(N_3)_2$  с ромбической решеткой и периодами  $a = 7,82 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,46 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,04 \text{ \AA}$  [2] имеет характер взрыва [3].

1. Juza R., Hahn H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1940, Bd 244, S. 125—132.
2. Bassire M. Compt. Rend. 1937, v. 204, p. 1573—1574; см. WADC Tech. Note, 59—115, 1959, 75p.
3. Fisher F., Schröter F. Ber. Deut. Chem. Ges., 1910, Bd 43, S. 1465—1479.

1,8915  
0,1085

### Cd—Nd. Кадмий—неодим

Промежуточные фазы в данной системе имеют следующие кристаллические решетки:  $NdCd$  — кубическую типа  $CsCl$ ,  $a = 3,811 \text{ \AA}$  [1, 2];  $NdCd_2$  — гексагональную типа  $CdI_2$ ,  $a = 5,009_5 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,468_5 \text{ \AA}$ ;  $NdCd_3$  — г. ц. к.,  $a = 7,182 \text{ \AA}$ ;  $NdCd_{11}$  — простую кубическую типа  $BaHg_{11}$ ,  $a = 9,294 \text{ \AA}$  [1].

Растворимость Nd в жидком Cd в интервале температур  $347—500^\circ C$  определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Nd}] = 6,909 - 5211/T^\circ C$ . В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> в этом температурном интервале находится соединение  $NdCd_{11}$ .

1. Iandelli A. Congr. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp. v. 1, № 9, Paper. 3F, 1959. 11p.
2. Iandelli A. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

0,8467  
1,1533

### Cd—O. Кадмий—кислород \*

Химическим путем получены перекиси Cd:  $CdO_2$  [1, 2] и  $CdO_4$  [1]. Решетка  $CdO_2$  кубическая типа пирита;  $a = 5,273 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1],  $a = 5,313 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [2].

1. Vannerberg N. G. Arkiv Kemi, 1956, Bd 10, S. 445—459.
2. Hoffman C. W. W. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1959, v. 81, p. 3830—3834.

1,7344  
0,2656

### Cd—Pb. Кадмий—свинец \*

Изучение ликвидуса системы, проведенное в работе [1] методом термического анализа с использованием термодинамических представлений, дало результаты, очень хорошо согласующиеся с приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I). Концентрация эвтектической точки в работе [1] определена равной  $71,3\%$  (ат.) Pb. В этой же работе рассчитана кривая солидуса для твердого рас-

твора на основе Cd в интервале температур от эвтектической до температуры плавления Cd. Растворимость увеличивается почти от нуля при эвтектической температуре до максимальной величины ~0,5% (ат.) Pb при ~290°С.

На основании данных по измерению электросопротивления в работе [2] показано, что Pb в Cd до температуры 200°С не растворяется, а растворимость Cd в Pb составляет 0,5; 1,5 и <2,5% (ат.) при соответственно 50, 130 и 200°С. Последнее значение растворимости примерно совпадает с приведенным в ранее опубликованном обзоре.

1. Schürman E. Arch. Eisenhüttenwesen, 1959, Bd 30, S. 103—120.
2. Wojtaszek Z., Dubowy J. Teszty Nauk Univ. Jagiel., Ser. Nauk Mat. Przyrod., Mat., Fis., Chem., 1959, № 6, S. 17—25.

1,7286  
0,2714

### Cd—Po. Кадмий—полоний

В работе [1] методами микрометаллургии получено соединение CdPo и определено, что оно имеет г. ц. к. решетку типа ZnS;  $a = 6,665 \pm 0,004$  А.

1. Wittman W. G. a. o. J. Phys. Chem. 1960, v. 62, p. 434—440.

1,9018  
0,0982

### Cd—Pr. Кадмий—празеодим \*

В результате более точного измерения определен период кубической решетки PrCd типа CsCl  $a = 3,830$  А [1, 2]. Значения периодов решеток PrCd<sub>2</sub>, PrCd<sub>3</sub> и PrCd<sub>4</sub>, приведенные в работе [1], хорошо согласуются с более ранними определениями (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [2]).

Растворимость Pr в жидком Cd в интервале температур 350—534°С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Pr}] = 6,949 - 5400/T^\circ\text{C}$  [3]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение PrCd<sub>11</sub> [3].

1. Iandelli A. Congr. Inter. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11p.
2. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei. Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—63.
3. Johnson J. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

0,5448  
1,4552

### Cd—S. Кадмий—сера \*

Определив критическое давление для соединения CdS примерно  $2at$ , в работе [1] измерили температуру плавления соединения при давлении  $0,1 \text{ кг/м}^2$  в атмосфере Ar; она оказалась равной  $1475 \pm 15^\circ\text{C}$ . Более ранние эксперименты при давлении  $100 at$  дали величину  $1750^\circ\text{C}$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [5]). В работе [1] приведены неопубликованные данные [2] по определению той же температуры при давлении  $150 at$ , они оказались очень близкими к данным работы [1].

Результаты определений периодов гексагональной решетки соединения CdS, полученного разными способами, хорошо согласуются с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1, 8]):  $a = 4,136$  А,  $c = 6,714$  А (соединение получено конденсацией из паров) [3];  $a = 4,1348 \pm 0,0015$  А,  $c = 6,7490 \pm 0,0010$  (соединение получено осаждением) [4];  $a = 4,14$  А,  $c = 6,72$  А (соединение получено реакцией в парообразном состоянии) [5].

286

1. Addamiano A. J. Phys. Chem., 1957, v. 61, p. 1253—1254.
2. Bacon R., Nation Carbon Co, Частное сообщение о неопубликованных данных; см. [1].
3. Ibioku S. J. Phys. Soc. Japan, 1959, v. 14, p. 1181—1198.
4. Smith F. G. Amer. Mineralogist, 1955, v. 40, p. 696—697.
5. Mukai S. a. o. Suiyokaishi, 1957, v. 13, p. 233—236.

1,9653  
0,0347

### Cd—Sb. Кадмий—сурьма \*

В работе [1] найдена связь между равновесной и неравновесной диаграммами состояний и упорядочением в жидком состоянии.

Если в жидком состоянии происходит упорядочение, то диаграмма состояний с соединением CdSb, образующимся при охлаждении, равновесна. Если расплав перегрет, порядок нарушается и диаграмма с соединением Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> неравновесна.

Равновесное соединение CdSb образуется также при проведении диффузионных опытов в интервале температур 280—420°С [2].

Новое исследование диаграммы с использованием методов термического, рентгеноструктурного и металлографического анализов, а также измерений микротвердости, электропроводности и т. э. д. с. сплавов, приготовленных из очень чистых исходных материалов, проведено в работе [3]. Особое внимание уделено равновесию фаз в области концентраций 30—60% (ат.) Sb. Построенная диаграмма в работе [3] не обсуждается, за исключением вопросов, связанных с существованием до сих пор совершенно неизвестного соединения Cd<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub>. Скорее всего это предварительное сообщение, а более полные данные о фазовых равновесиях в системе еще будут опубликованы. Из диаграммы, приведенной в работе [1], следует, что все три соединения — Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub>, Cd<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub> и CdSb — стабильны; Cd<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub> плавится конгруэнтно при температуре 460°С, а соединения Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> и CdSb образуются по перитектическим реакциям. В случае метастабильного равновесия, как следует из работы [3], существует только соединение Cd<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub>, плавящееся конгруэнтно при ~420°С, а перитектические реакции образования соединений Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> и CdSb подавляются. По данным диаграммы, приведенной в работе [3], равновесные эвтектические температуры составляют 270 и 445°С, неравновесные 262 и 395°С. Соединение Cd<sub>3</sub>Sb имеет при повышенных температурах область гомогенности только со стороны Sb от своего стехиометрического состава, при этом растворимость с понижением температуры снижается до ~2% (по массе и ат.) Sb при комнатной температуре. Решетка соединения Cd<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub> тетрагональная, возможно, типа рутила;  $a = 8,1$  А,  $c = 13,03$  А. В работе [3] отмечается аналогия данной системы с системой Sb—Zn.

Определение термоэлектрических свойств сплавов Cd с Sb привело авторов работы [4] к выводу о существовании только двух соединений CdSb и Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub>. Соединение CdSb стабильно как при высоких, так и при низких температурах, а соединение Cd<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> при температурах ниже 250°С диссоциирует.

1. Scheil E., Baach H. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 386—392.
2. Traikov S. Hutnicke Listy, 1959, v. 14, p. 670—673.
3. Угай Ю. А. и др. ДАН СССР, 1961, т. 138, с. 856—858.
4. Юрков В. А., Алексеева Н. Е. ЖТФ, 1956, т. 26, с. 911—912.

0,1534  
1,8466

### Cd—Se. Кадмий—селен \*

По данным работы [1], температура плавления соединения CdSe составляет  $1258 \pm 3^\circ\text{C}$ , по данным [2],  $1250 \pm 50^\circ\text{C}$  при давлениях ниже атмосферного.

В работе [3] приведены результаты более точных измерений периода гексагональной решетки CdSe:  $a = 4,309 \pm 0,003$  А,  $c = 7,021 \pm 0,004$  А.

287



1. Mason D. R., O' Kane D. F. International Conference in Semiconductor Physics, Prague, 1960, Academic Press Inc., N. Y., 1961, p. 1026—1031.
2. В а п к с Е. Частное сообщение; см. [1].
3. Г о р ю н о в а Н. А. и др. ЖТФ, т. 25, с. 2419—2421.

0,6022  
1,3978

### Cd—Si. Кадмий—кремний \*

В работе [1] методом меченых атомов установлено, что растворимость Cd в Si в твердом состоянии при температуре 1200° С составляет  $2 \cdot 10^{-6}$ — $6 \cdot 10^{-5}$ % (ат.). Данные о растворимости пересчитаны из значений в атомах на кубический сантиметр.

1. Collins C. B., Carlson R. S. Phys. Rev., 1957, v. 108, p. 1409; см. F. A. Trumbore. Bell System Techn. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

1,8735  
0,1265

### Cd—Sm. Кадмий—самарий

Растворимость Sm в жидком Cd в температурном интервале 325—420° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Sm}] = 7,073 - 4878/T$  °С, в интервале 420—610° С — уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Sm}] = 3,151 - 2166/T$  °С [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> в интервале температур 325—420° С находится соединение SmCd<sub>11</sub> (решетка типа BaHg<sub>11</sub>), в интервале 420—610° С — соединение SmCd<sub>6</sub> (решетка типа CeCd<sub>6</sub>).

Решетка соединения SmCd кубическая типа CsCl,  $a = 3,771$  А [2—4]. Решетка соединения SmCd<sub>2</sub> гексагональная, идентифицированная в работе [3], типа CdI<sub>2</sub>, в работе [4] типа AlB<sub>2</sub>,  $a = 4,940$  А,  $c = 499$  А. У соединения SmCd<sub>3</sub> решетка кубическая типа AuCu<sub>3</sub>,  $a = 7,233$  А [3, 4]; у соединения SmCd<sub>11</sub> простая кубическая типа BaHg<sub>11</sub>,  $a = 9,291$  А [3, 4].

1. Johnson I. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.
2. I a n d e l l i А. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
3. I a n d e l l i А. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40.
4. I a n d e l l i А. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11p.

1,9763  
0,0237

### Cd—Sn. Кадмий—олово \*

Растворимость Cd в Sn в твердом состоянии, по данным работы [1], составляет около 1,02% (ат.) при 156° С, по данным работы [2], 1,06% (ат.) при 176° С и 1,06% (ат.) при экстраполяции до 20° С. Значение растворимости Sn в Cd в твердом состоянии, определенное в работе [2] равным ~0,24% (ат.), хорошо согласуется с ранее опубликованными данными (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [23]). Резко отличаются данные, полученные в работе [3]. Авторы этой работы, используя зависимость микротвердости от концентрации сплава (сплавы исследовали в отожженном состоянии), получили следующие значения растворимости в твердом состоянии: 4,74; 2,64; 1,06; 0,3—0,4% (ат.) Sn при температурах соответственно 176, 133, 100 и 20° С. Использованный метод может быть спорным, однако результаты, полученные с его помощью, подтверждаются данными о солидусе из неопубликованной работы: 2,1% (ат.) Sn (265° С), 3,19% (ат.) Sn (233° С).

288

В работе [1] вновь построены границы областей  $\beta$  и  $\beta + (\text{Sn})$  [максимальное отклонение от данных прошлых работ составляет около 0,5 (ат.)] и областей  $\beta$  и  $\beta + (\text{Cd})$  [максимальное отклонение — около 0,25% (ат.)]. Обе эти границы увеличивают область гомогенности  $\beta$ -фазы при температуре около 160° С. В работах [1, 2] сообщается, что при закалке  $\beta$ -фазы эвтектичное превращение может проходить через несколько метастабильных промежуточных состояний.

Новые определения кривых ликвидуса и солидуса, проведенные в работе [2], хорошо согласуются с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I).

1. Rayson H. W. a. o. Metallurgia, 1959, v. 59, p. 57—62.
2. B r a u H. J. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 49—54.
3. Г л а з о в В. М. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1955, № 12, с. 131—135.

1,8497  
0,1503

### Cd—Tb. Кадмий—тербий

Растворимость Tb в жидком Cd в интервале температур 321—535° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Tb}] = 3,296 - 2425/T$  °С [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение TbCd<sub>6</sub>, имеющее кубическую решетку типа CeCd<sub>6</sub>.

1. Johnson I. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

1,9449  
0,0551

### Cd—Te. Кадмий—теллур \*

Равновесия в системе изучены в работах [1, 2]; диаграмма, приведенная на рис. 132, построена по данным работы [1]. Методика экспериментов в работе [1] не описана, температуры ликвидуса в работе [2] определяли наблюдением за появлением твердых кристаллов. Полученная температура плавления соединения CdTe оказалась выше приведенной ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 254): 1098 ± 3° С [1], 1090° С [2], 1106° С [3]. Температуры ликвидуса, по данным работ [1, 2], хорошо совпадают для интервалов концентраций 0—30% (ат.) и 80—100% (ат.) Te, однако для интервала 40—70% (ат.) Te температуры ликвидуса, определенные в работе [2], лежат ниже температур, определенных в работе [1]:

Содержание Te, % (ат.) [% (по массе)]	37,0	41,9	51,8	56,9	67,3
	[40]	[45]	[55]	[60]	[70]
Температура, °С . . . . .	983	1006	1068	1024	926

Соединение CdTe может иметь гексагональную решетку [4, 5]. По данным работы [4], гексагональная решетка типа вюрцита наблюдается у соединения при «высокой» температуре; по данным [5], гексагональная решетка с периодами  $a = 4,60 \pm 0,02$  А,  $c = 45,1$  А, наблюдается в случае осаждения из газовой фазы. Период г. ц. к. решетки CdTe типа цинковой обманки точно не измерен: 6,480 [3], 6,46 [6], 6,41 А [7].

1. Mason D. R., Kulwicki B. M. Electrochem. Soc., Electronics Div. Abstr., 1960, v. 1, p. 192—197.
2. De Nobel D. Philips Res. Rept., 1959, v. 14, p. 361—399.
3. Lawson W. P. a. o. Phys. Chem. Solids, 1959, v. 9, p. 325—329.
4. Болтакс Б. и др. ЖТФ, 1955, т. 25, с. 2329—2335.
5. Пашинкин А. С. и др. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 261—267.
6. Коломиец Б. Т., Малкова А. А. ЖТФ, 1958, т. 28, с. 1662—1669.
7. Ахундов Г. А. и др. Вопросы металлургии и физики полупроводников, Труды 4-го совещания. Изд-во АН СССР, 1961, с. 104—106.

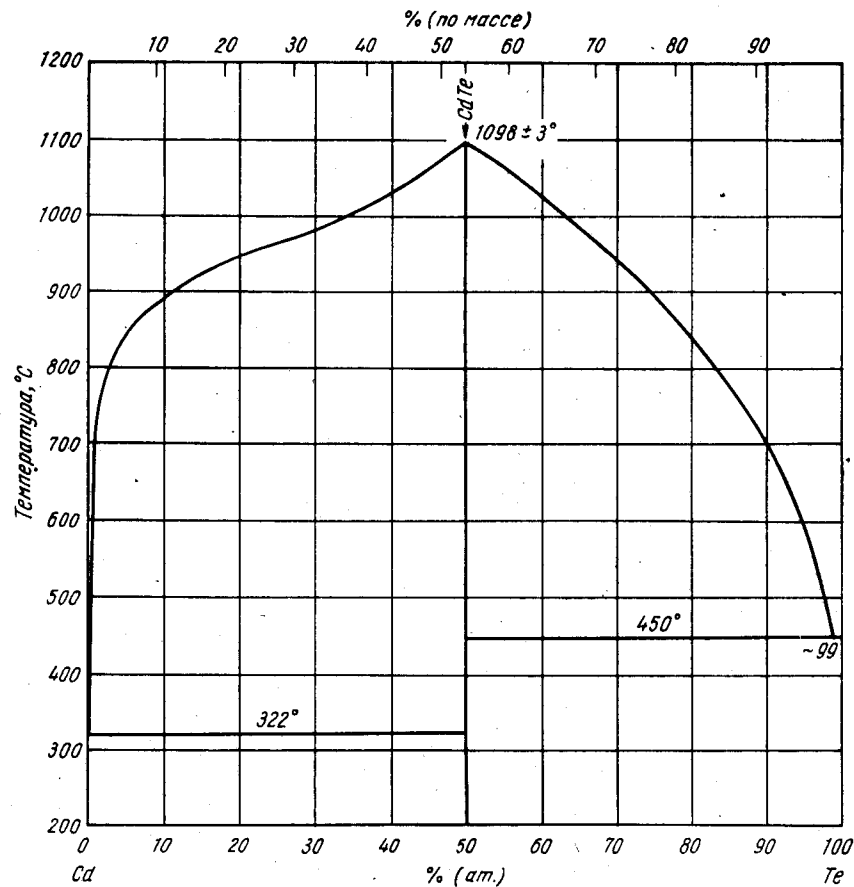


Рис. 132. Cd—Te

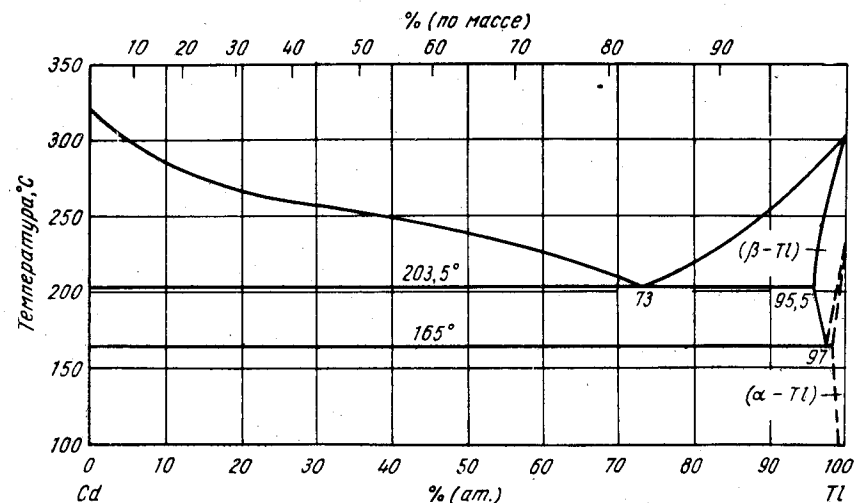


Рис. 133. Cd—Tl

Т, 6853  
0,3147

### Cd—Th. Кадмий—торий

При взаимодействии смеси Cd с Th в стеклянной капсуле образовалось соединение  $\text{ThCd}_2$  [1]. Решетка этого соединения гексагональная, изоструктурная с  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 5,005 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,514 \pm 0,002 \text{ \AA}$ .

1. Brown A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 860—865.

Т, 7403  
0,2597

### Cd—Tl. Кадмий—таллий \*

Система была вновь изучена в работе [1] с помощью дифференциального термического анализа 25 сплавов. Определенный в этой работе ликвидус системы несколько отличается от приведенного ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1], рис. 255). Концентрация эвтектической точки, по данным работы [1], составляет 73% (ат.) Tl. В работе [1] определена также растворимость Cd в  $\alpha$ - и  $\beta$ -Tl. Обнаружен гистерезис для температуры эвтектоидного превращения: 165 при нагревании и 152,5° С при охлаждении. На рис. 133 приведена температура, полученная при нагревании, она лучше характеризует условия равновесия. В работе [2] рентгеноструктурным анализом растворимость Cd в Tl определена равной ~4% (ат.), что хорошо соответствует данным работы [1].

1. Sliwa B., Wojtaszek Z. Zeszyty Nauk. Uniw. Jagiel. Ser. Nauk Mat.—Przyrod. Mat. Fis. Chem., 1957, № 3, S. 89—96.
2. Suganuma R. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1395—1409.

Т, 8231  
0,1769

### Cd—Tm. Кадмий—тулий

Растворимость Tm в жидком Cd в интервале температур 324—524° С определяется уравнением  $\lg [\% \text{ (ат.) Tm}] = 3,488 - 2514/T^\circ \text{C}$  [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение  $\text{TmCd}_6$ , имеющее кубическую решетку типа  $\text{CeCd}_6$  [1].

1. Johnson I. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc. N. Y., 1962, p. 125—131.

Т, 6702  
0,3298

### Cd—U. Кадмий—уран

Диаграмма, представленная на рис. 134, взята из работы [1], в которой использовали методы термического, металлографического, рентгеноструктурного и химического анализов. В системе имеется одно интерметаллическое соединение  $\text{UCd}_{11}$ , которое плавится перитектически при  $473,8 \pm 0,8^\circ \text{C}$  (по данным термического анализа),  $471,1^\circ \text{C}$  (пересечение линии ликвидуса),  $473^\circ \text{C}$  (по данным изучения электрохимических свойств [2]). Богатая Cd эвтектика образуется при  $320,6^\circ \text{C}$ ; концентрация эвтектической точки 0,032% (ат.) [0,069% (по массе)] U. Взаимная растворимость U и Cd в твердом состоянии незначительна. Линия ликвидуса в интервале температур 473—600° С имеет ретроградный характер. Часть диаграммы, богатая U, детально не изучена, однако показано, что U — единственная стабильная твердая фаза выше перитектической температуры, а соединение  $\text{UCd}_{11}$  — единственный интерметаллид, стабильный ниже этой температуры. В работе [3] при изучении давления диссоциации с помощью метода effusion в интервале температур 320—380° С обнаружено только одно интерметаллическое соединение  $\text{UCd}_{11}$ .

Кристаллическая структура. Промежуточная фаза  $UCd_{11}$  имеет кубическую решетку, изоструктурную с  $BaHg_{11}$ ;  $a = 9,289 \text{ \AA}$ ; в элементарной ячейке 36 атомов [4].

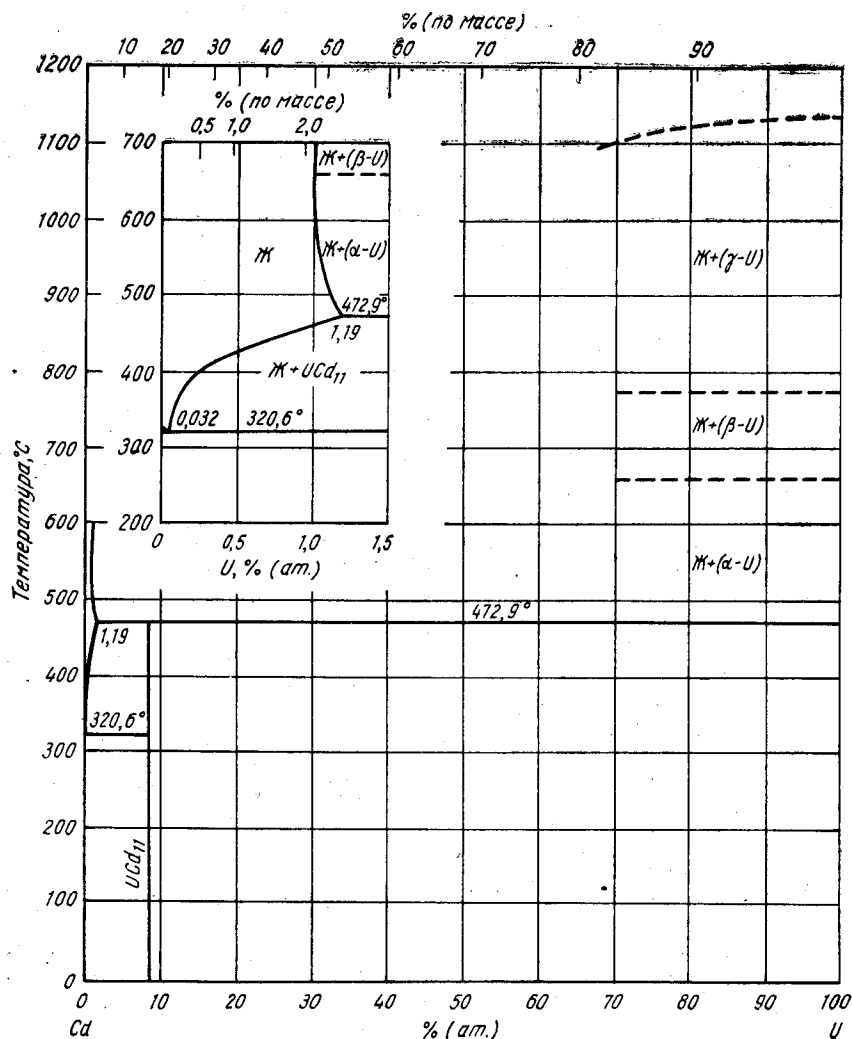


Рис. 134. Cd—U

1. Martin A. E. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 789—791.
2. Johnson I., Feder H. M. Trans. AIME, 1962, v. 224, p. 468—473; см. [1].
3. Veleckis E. a. o. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2127—2131.
4. Flikkema D. S., Tani B. S. Argonne National Laboratory. Частное сообщение; см. [1].

## Cd—Yb. Кадмий—иттербий

1,8127  
0,1873

Растворимость Yb в жидком Cd в интервале температур 326—504° С определяется уравнением  $\lg [\% (\text{at.}) \text{ Yb}] = 2,992 - 1957/T \text{ } ^\circ\text{C}$  [1]. В равновесии с жидкостью (Cd)<sub>ж</sub> находится соединение  $YbCd_6$ , имеющее кубическую решетку типа  $CeCd_6$  [1].

1. Johnson I. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers Inc., N. Y., 1962, p. 125—131.

0,2354  
1,7646

## Cd—Zn. Кадмий—цинк \*

Предельная растворимость в твердом состоянии, по данным работы [1], составляет 1,2% (ат.) Cd в Zn и 3,8% (ат.) Zn в Cd при 266° С. Последняя цифра несколько меньше приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I). В другой работе [2] указанные значения растворимости (получены экстраполяцией) составляют: 1,2% (ат.) Cd в Zn и 6% (ат.) Zn в Cd.

В работе [3] приведены диаграммы «давление—состав» для данной системы при температурах 420, 370, 295 и 265° С. Термодинамический анализ системы сделан в работе [4].

1. Брау Н. J. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 49—54.
2. Pasternak A. Zeszyty Nauk Uniw. Jagiel., Ser. Nauk. Mat.—Przyrod., Mat. Fiz., Chem., 1957, № 3, S. 97—106.
3. Guy A. G., Morigumi S. Metal Treat. Drop. Forging, 1959, v. 26, p. 21—26.
4. Wynne D. J. Dissertation, University of Minnesota, 1957, Dissertation Abstr., 1958, v. 18, p. 1376.

0,0907  
1,9093

## Cd—Zr. Кадмий—цирконий \*

В работе [1] изучено влияние Cd на  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращение в Zr и предельная растворимость Cd в Zr в интервале температур от 700 до ~1000° С. Добавки Cd повышают температуру полиморфного превращения, приводя к появлению перитектоидной реакции  $\beta + Zr_2Cd \rightleftharpoons \alpha$  при ~905° С. Сплавы для исследования готовили [1] погружением образцов Zr в жидкий Cd под давлением паров кадмия 1—2 ат. Диаграмма, показанная на рис. 135, представляет собой экстраполяцию до истинной двойной системы диаграммы, приведенной в ра-

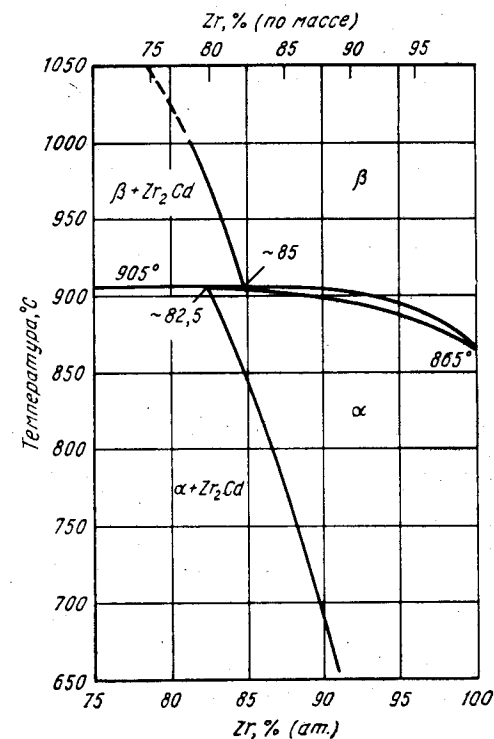


Рис. 135. Cd—Zr

боте [1], в которой, кстати, сообщается о наличии некоторого количества при месей в сплавах.

В результате измерения давления паров Cd над сплавами, содержащими до 11% (ат.) Cd [2], и последующих термодинамических расчетов с очень ограниченным объемом экспериментальных данных в работе [3] предсказан максимум у двухфазной области ( $\alpha + \beta$ ) при концентрации 11,2—15,8% (ат.) Cd. Этот максимум не совпадает с данными, приведенными на рис. 135.

При добавлении Cd периоды  $a$  и  $c$  решетки  $\alpha$ -Zr уменьшаются [4].

1. Betterton J. O., Easton D. S. U. S. At. Energy Comm. ORNL—2839, 1959, p. 36—48.
2. Betterton J. O. a. o. U. S. At. Energy Comm. ORNL—2988, 1960, p. 122—134.
3. Betterton J. O. a. o. U. S. At. Energy Comm. ORNL—3160, 1961, p. 6.
4. Betterton J. O., Easton D. S. U. S. At. Energy Comm. ORNL—2988, 1960, p. 107—110.

0,3761  
Г, 6239

### Ce—Co. Церий—кобальт \*

В работе [1] вновь изучена часть системы со стороны Ce [60—100% (ат.) Ce] методом термического анализа сплавов, выплавленных в дуговой печи. В дальнейшем при изучении системы Ce—Co—Fe была сделана поправка на влияние примеси 0,5% (по массе) Fe в Ce. Диаграмму, приведенную М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 267), следует скорректировать с учетом новых работ и включить при этом следующие данные: температуру плавления Ce 807° С; эвтектическую реакцию образования смеси (Ce—Ce<sub>3</sub>Co) при 435° С и концентрации эвтектической точки 84,8% (ат.) Ce; температуру плавления соединения Ce<sub>3</sub>Co 470° С; эвтектическую реакцию образования смеси (CeCo<sub>2</sub>—Ce<sub>3</sub>Co) при 445° С и концентрации эвтектической точки 68,8% (ат.) Ce.

Несколько работ посвящено изучению кристаллической структуры найденных ранее фаз CeCo<sub>2</sub> и CeCo<sub>3</sub>. Все исследователи сходятся на том, что соединение CeCo<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgSi<sub>2</sub>;  $a = 7,161 \pm 0,005$  А [2],  $a = 7,15$  А [3]. Периоды гексагональной решетки соединения CeCo<sub>3</sub> типа CaCu<sub>3</sub> следующие:  $a = 4,92$  А,  $c = 4,01$  А [3];  $a = 4,903$  А,  $c = 4,016$  А [4];  $a = 4,922$  А,  $c = 4,026$  А [5].

По данным работы [3], в системе не существует соединений стехиометрического состава CeCo и Ce<sub>3</sub>Co, хотя о последнем сообщается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]) и в работе [1]. По данным работы [6], промежуточной фазой, наиболее богатой Ce в данной системе, возможно, является соединение Ce<sub>3</sub>Co<sub>4</sub>.

Магнитные свойства сплавов Ce с Co изучены в работах [6, 7].

1. Critchley J. K. At. Energy Res. Estab. (Gt. Brit.), Rept. M488, 1959, 17p.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
3. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
4. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
5. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
6. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
7. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 131—137.

0,4304  
Г, 5696

### Ce—Cr. Церий—хром \*

Диаграмма, приведенная на рис. 136, построена по данным работы [1], в которой использовали металлографический и термический анализы сплавов, приготовленных из 99,5%-ного Cr и 99%-ного Ce. В системе имеется монотектическое превращение при температуре 1780° С и эвтектическое при температуре плавления Ce,

которая, по данным работы [1], равна 780° С, хотя общепринята величина 797° С. Область несмешиваемости в жидком состоянии простирается до 4,0—6,2% (ат.) [10—15% (по массе)] Се. Максимальная растворимость составляет ~2,7% (ат.) Се при 1780° С и уменьшается до 0,75% (ат.) [2% (по массе)] Се при 1500° С [1]. Данные работы [1] по растворимости хорошо совпадают с результатами работы [2], где с помощью металлографического анализа растворимость при температуре 1260° С определена равной <0,13% (ат.) [0,34% (по массе)] Се. Промежуточных фаз в системе не обнаружено [1].

1. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 435—438.
2. Epstein S. G. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14p.

0,3435  
Г, 6566

### Ce—Cu. Церий—медь \*

Фазовая диаграмма изучена вновь в работе [1] с использованием сплавов, приготовленных из 99,999%-ной Cu и 99,0- и 99,5%-ного Ce. Число и характер превращений, наблюдавшихся авторами работы [1], совпадает с данными, приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1], рис. 258), однако некоторые отличия наблюдаются для температур и концентраций инвариантных реакций [в работе [1], рассмотренной в справочнике М. Хансена и К. Андерко (т. I), использовали Ce чистой лишь 96,7%]. По данным [1], добавки Cu снижают температуру  $\gamma \rightleftharpoons \delta$ -поллиморфного превращения Ce до образования реакции  $(\delta\text{-Ce}) \rightleftharpoons (\gamma\text{-Ce}) + \text{Ж}$  [6% (ат.) Cu] при температуре 708° С. Результаты, полученные в работе [1], сравнены с приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 258) в табл. 11. Замедление охлаждения, наблюдавшееся на термограммах сплавов, богатых Ce, при температурах 368—386° С, объяснено примесями в Ce и поэтому не рассмотрено при построении фазовой диаграммы [2].

В работе [3] подтверждена ромбическая кристаллическая симметрия соединения CeCu<sub>6</sub>, при этом установлено, что решетка относится к пространственной группе  $R\bar{3}m$ ;  $a = 8,112 \pm 0,001$  А,  $b = 5,102 \pm 0,001$  А,  $c = 10,162 \pm 0,005$  А.

В работе [4] есть указание о существовании в системе соединения CeCu<sub>5</sub> (хотя ранее сообщалось, что стехиометрический состав этого соединения CeCu<sub>4</sub>), решетка гексагональная,  $a = 5,146$  А,  $c = 4,108$  А.

Решетка соединения CeCu<sub>2</sub> о. ц. ромбическая структурной группы  $Im\bar{2}a$  (4 формульные единицы на элементарную ячейку); ее периоды  $a = 4,43 \pm 0,001$  А,  $b = 7,05 \pm 0,02$  А,  $c = 7,45 \pm 0,02$  А [5].

Решетка соединения CeCu ромбическая структурной группы  $R\bar{3}m$  (4 формульные единицы на элементарную ячейку); ее периоды:  $a = 7,30 \pm 0,02$  А,  $b = 4,30 \pm 0,02$  А,  $c = 6,36 \pm 0,02$  А [6].

1. Rhinehamer T. B. a. o. U. S. At. Energy Comm. MLM—1102; см. [2].
2. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. Cromer D. T. a. o. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 913—918.

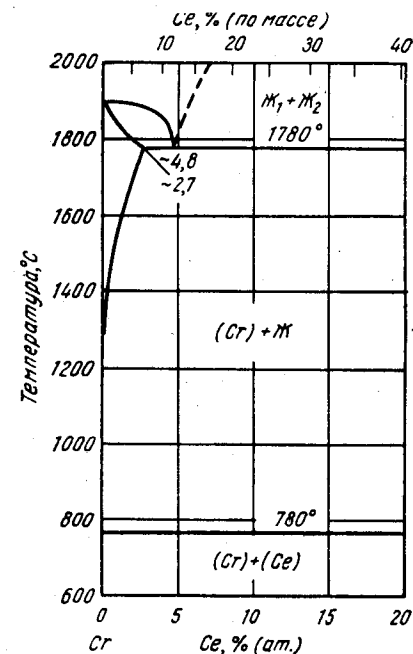


Рис. 136. Ce—Cr

4. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
5. Larson A. C., Cromer D. T. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 73—74.
6. Larson A. C., Cromer D. T. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 545—546.

ТАБЛИЦА II. СРАВНЕНИЕ ВНОВЬ ИЗУЧЕННОЙ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ С ПРИВЕДЕННОЙ М. ХАНСЕНОМ И К. АНДЕРКО (см. т. I, рис. 258 [1])

Критические точки	По М. Хансену и К. Андерко	По работе [1]
Эвтектическая реакция образования (Ce—CeCu <sub>2</sub> ):		
концентрация Ce, % (ат.) [%(по массе)]	8	8,5 [17]
температура, °C	875	876
температура плавления CeCu <sub>2</sub> , °C	940	938
Перитектическая реакция образования CeCu <sub>4</sub> :		
концентрация Ce, % (ат.) [%(по массе)]	25,7	23,5 [40,4]
температура, °C	780	798
Эвтектическая реакция образования (CeCu <sub>4</sub> —CeCu <sub>2</sub> ):		
концентрация Ce, % (ат.) [%(по массе)]	26,5	26,3 [44]
температура, °C	755	756
температура плавления CeCu <sub>2</sub> , °C	820	817
Перитектическая реакция образования CeCu <sub>2</sub> :		
концентрация Ce, % (ат.) [%(по массе)]	64,3	60,3 [77]
температура, °C	515	
Эвтектическая реакция образования (CeCu—Ce):		
концентрация Ce, % (ат.) [%(по массе)]	72	72 [85]
температура, °C	415	424

1,9356  
0,0644

### Ce—Dy. Церий—диспрозий

В работе [1] измерены периоды твердого раствора на основе Ce, содержащего до 3% (ат.) Dy.

1. Gschneidner K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.

0,3995  
1,6005

### Ce—Fe. Церий—железо \*

Равновесия для сплавов, богатых Ce, изучены вновь в работе [1] с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из 99%-ного Ce и Fe спектральной чистоты. Полученная в работе [1] диаграмма (рис. 137) существенно отличается от приведенной ранее М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1], рис. 259), для построения которой применяли Ce чистотой 95,6%. Различия эти для сплавов с большим количеством Ce столь значительны, что приводят к мысли о необходимости нового исследования всей системы с использованием высокочистого Ce.

В работе [2] на основании металлографического анализа и измерений электропроводности установлено, что растворимость Ce в Fe меньше 0,04% (ат.) [0,1% (по массе)].

296

Подтверждено существование промежуточных фаз CeFe<sub>2</sub> [3, 4] и CeFe<sub>5</sub> [4]. Период решетки соединения CeFe<sub>2</sub>  $a = 7,303 \text{ \AA}$  [3]; периоды гексагональной решетки соединения CeFe<sub>5</sub> типа CaCu<sub>5</sub>:  $a = 4,86 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,00 \text{ \AA}$ .

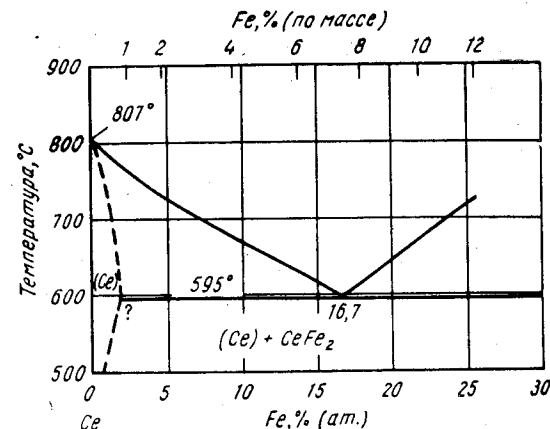


Рис. 137. Ce—Fe

1. Critchley J. K. At. Energy Res. Estab. (Gt. Brit.), Rept. AERE—M488, 1959, 17p.
2. Gaume-Mahn F. Mem. Sci. Rev. Met., 1960, v. 57, p. 638—642.
3. Wernic J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
4. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.

0,3031  
1,6969

### Ce—Ga. Церий—галлий \*

В дополнение к ранее идентифицированному соединению CeGa<sub>2</sub>, в системе обнаружены другие промежуточные фазы: CeGa [1] и Ce<sub>3</sub>Ga [2]. Решетка соединения CeGa изоструктурна с решетками LaGa и PrGa [1] (решетка PrGa ромбическая типа CrV [2]). Деталей кристаллической структуры соединения Ce<sub>3</sub>Ga в работе [2] не приведено. В работе [3] подтверждено, что решетка фазы CeGa<sub>2</sub> гексагональная, однако с большим отношением периодов, чем было установлено ранее:  $a = 4,32 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,34 \text{ \AA}$ .

1. Iandelli A. Atti Congr. Intern. Chim., 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.
2. Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11p.
3. Haszko S. E. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 201—202.

1,9497  
0,0503

### Ce—Gd. Церий—гадолиний

В работе [1] измерен период г. ц. к. решетки сплава Ce с 5% (ат.) Gd. Влияние добавок Gd на  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -полиморфное превращение Ce изучено в работе [2].

1. Gschneidner K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the 2nd Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.
2. McDonald R. R. a. o. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 278—287.

297

## Ce—Ge. Церий—германий

Соединение CeGe имеет о.ц. тетрагональную решетку, изоструктурную с  $\alpha$ -ThSi; периоды решетки:  $a = 4,210 \pm 0,002$  А,  $c = 14,181 \pm 0,005$  А [1];  $a = 4,280$  А,  $c = 14,037$  А [2].

- Гладышевский Е. И. Доповіді АН УССР, 1959, № 3, с. 294—297.
- Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F., 11 p.

## Ce—H. Церий—водород \*

О существовании в системе соединений  $CeH_2$  [1] и  $CeH_3$  [2] известно уже много лет. Диаграмма (рис. 138) построена в работе [3] по результатам тензиметрических методов с использованием Ce чистотой 99,7%. Характерна для системы растворимость H в Ce при повышенных температурах и существование

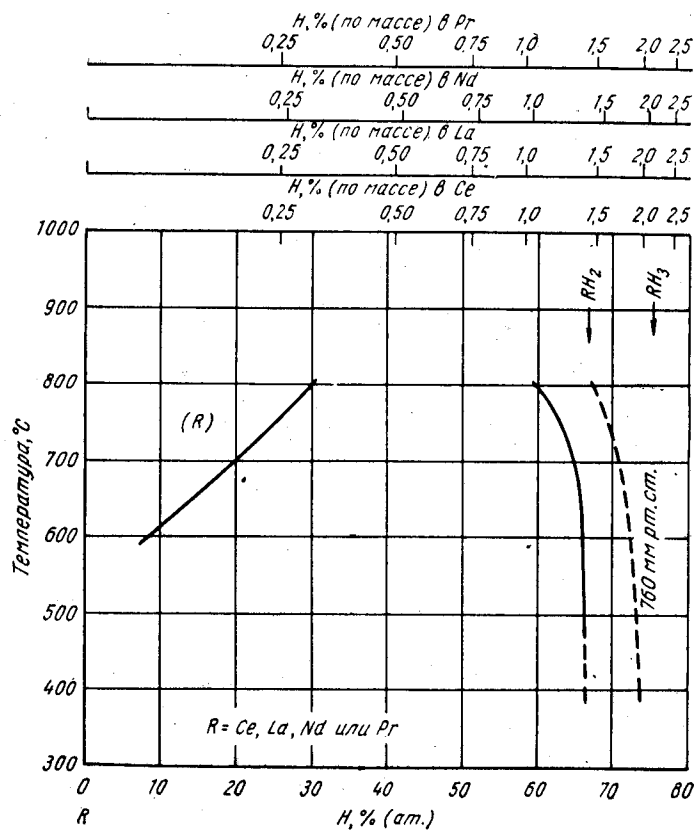


Рис. 138. Общая диаграмма для систем Ce—H, H—La, H—Nd и H—Pr

области гомогенности  $CeH_2$ — $CeH_3$ . При выражении концентрации в атомных процентах диаграмма системы Ce—H становится общей и для систем H—La, H—Nd и H—Pr. Существование области гомогенности  $CeH_2$ — $CeH_3$  подтверждается данными работ [4—7]; в работе [7] отмечается, что при давлении 1 ат содержание H несколько ниже по сравнению с данными работы [3]: 67,8; 70,5 и 73,7% (ат.) H при соответственно 800, 500 и 200° С. В работе [5] обнаружено соединение  $CeH_{0,7}$  с г.ц.к. решеткой типа NaCl и периодом  $a = 5,04 \pm 0,01$  А, образующееся при быстром дегидрировании  $CeH_2$ . Однако способ получения соединения  $CeH_{0,7}$ , использованный в работе [5], и тот факт, что в результате тщательных тензометрических измерений [3, 7] это соединение не было обнаружено, позволяют предполагать, что данная фаза неравновесна. В работе [3] при получении медленным охлаждением при давлении  $H_2$  0,9 кг/мм<sup>2</sup> «гидрида церия» наблюдали только гидрид с г.ц.к. решеткой, в результате чего сделан вывод, что других гидридов не существует (вероятно, имеется в виду отсутствие гидридов, более богатых H, чем фаза  $CeH_2$ — $CeH_3$ ). Влияние H на  $\gamma \rightleftharpoons \delta$ -полиморфное превращение Ce неизвестно.  $CeH_2$  распадается при 1080° С [8];  $CeH_3$  плавится при 1065° С [9].

Решетка промежуточного гидрида г.ц.к. типа от  $CaF_2$  до  $BiF_3$ , период решетки уменьшается от  $a = 5,580$  А у  $CeH_2$  до  $a = 5,540$  А у  $CeH_3$  [4];  $a = 5,574 \pm 0,002$  А ( $CeH_2$ ),  $a = 5,545 \pm 0,003$  А ( $CeH_{2,83}$ ) [10]. Методами нейтрографии показано [5], что при образовании твердого раствора атомы H занимают октаэдрические положения. В работах [8, 11] утверждается, что может быть получено соединение до состава  $CeH_{3,15}$ ; кроме того, в работе [8] сообщается, что в некоторых случаях гидриды стехиометрических составов  $CeH_2$  и  $CeH_3$  могут существовать как самостоятельные соединения.

- Жуков И. И. Изв. сектора физикохимического анализа. 1927, т. 3, с. 600—640.
- Dafert F. W., Miklausz R. Monatsch. Chem., 1912, Bd 33, S. 911—918.
- Mulford R. N. R., Holley C. J. Phys. Chem., 1955, v. 59, p. 1222—1226.
- Aurhassorho C. Compt. Rend., 1957, v. 244, p. 1766—1769.
- Aurhassorho C. Compt. Rend., 1958, v. 247, p. 1597—1599.
- Кост М. Е., Голдер Г. А. ЖХХ, 1959, т. 4, с. 1488—1490.
- Streck R., Dialer K. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1960, Bd 306, S. 141—158.
- Михеева В. И., Кост М. Е. ЖХХ, 1958, т. 3, с. 260—268.
- Dialer K., Rothe W. Z. Elektrochem., 1955, Bd 59, S. 970—976.
- Warf J., Korst W. University of Southern California, Technical Report VIII, Project NR—356—290, ONR, 1956; см. Лундин К. Е. В сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана, Изд-во «Металлургия», 1965.
- Михеева В. И., Кост М. Е. ДАН СССР, 1957, т. 115, с. 100—102.

## Ce—Hg. Церий—ртуть \*

Соединение CeHg имеет кубическую решетку типа CsCl,  $a = 3,816$  А; соединение  $CeHg_2$  — гексагональную типа  $AlB_2$ ,  $a = 4,946$  А,  $c = 3,545$  А; соединение  $CeHg_3$  — гексагональную типа  $MgCd_3$ ,  $a = 6,755$  А,  $c = 4,957$  А; соединение  $CeHg_4$  — о.ц.к. решетку с периодом  $a = 10,934$  А [1].

- Iandelli A. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solution and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,0867  
1,9133

### Ce—In. Церий—индий \*

Соединение CeIn<sub>3</sub> имеет кубическую решетку типа Cu<sub>3</sub>Au с периодом  $a = 4,688 \text{ \AA}$  [1]. В неопубликованной работе [2] элементарная ячейка соединения определена вдвое больше ячейки, данной ранее [1]. Наличие такой ячейки мало вероятно, если иметь в виду фазы, образующиеся в системах P39—In.

1. I a n d e l l i A. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40; The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., v. 1, № 9, Paper 3F, 1959, 11 p.; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
2. G r i n t h a l R. D. WADC Techn. Rept. 53—190, pt VI, May, 1958; см. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,8607  
0,1393

### Ce—Ig. Церий—иридий

Соединение CeIr<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с MgCu<sub>2</sub>;  $a = 7,571 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1].

1. C o m p t o n V. B., M a t t h i a s B. T. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 651—654.

1,0038  
1,9962

### Ce—La. Церий—лантан \*

Оба элемента, Ce и La, имеют аллотропические модификации с гексагональными типа La г. ц. к. и о. ц. к. решетками. М. Хансен и К. Андерко (см. т. I [1]) указывают, что о. ц. к. и г. ц. к. аллотропические модификации образуют твердые растворы во всем интервале концентраций. Об образовании твердых растворов на основе гексагональных модификаций типа La сообщается в работе [1], по данным работ [2, 3]. Температуры ликвидуса и солидуса определены вновь в работе [4], данные этой работы подтверждают хорошую взаимную растворимость о. ц. к.  $\gamma$ -La и  $\delta$ -Ce. Вогнутость солидуса, указанная в работе [4], не согласуется с правилом фаз; возможно, это результат использования не очень чистых шихтовых материалов (98,5%). В работе [5] изучено влияние добавок La на полиморфное превращение  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -Ce. Изменение периода решетки г. ц. к.  $\gamma$ -Ce при добавлении La определено в работе [6].

1. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. S p e d d i n g F. H., D a a n e A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—643, 1955; см. [1].
3. R o b e r t s L. M., L o c k J. M. Phil. Mag., 1957, v. 2, p. 811; см. [1].
4. С а в и ц к и й Е. М., Т е р е х о в а В. Ф. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 756—762.
5. D o n a l d R. R., a. o. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 278—287.
6. G s c h n e i d n e r K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the 2nd Conference), eds. Y. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.

1,9034  
0,0966

### Ce—Lu. Церий—лютеций

В работе [1] измерены периоды решеток г. ц. к. твердого раствора на основе Ce, содержащего до 4% (ат.) Lu. По данным работы [2], температура  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -полиморфного превращения Ce вначале при добавлении до 5% (ат.) Lu повы-

шается, достигая максимума (примерно на 7 град выше равновесной температуры превращения) при 2,5% (ат.) Lu, а затем с увеличением содержания Lu падает.

1. G s c h n e i d n e r K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the 2nd Conference), eds. Y. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.
2. M c D o n a l d R. R. a. o. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 278—287.

0,7606  
1,2394

### Ce—Mg. Церий—магний \*

При определении растворимости Ce в Mg методами металлографического [1] и рентгеноструктурного (измерение периодов решетки) анализа [2] получены результаты, отличающиеся от приведенных ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [6—8]). Это различие, возможно, связано с использованием шихтовых материалов высокой чистоты. По данным работы [1], растворимость при комнатной температуре составляет 0,052—0,070% (ат.) [0,3—0,4% (по массе)] Ce; по данным работы [2], 0,09% (ат.) Ce при эвтектической температуре 593°С; 0,05% (ат.) Ce при 580°С и < 0,03% (ат.) Ce при 550°С.

Равновесия в системе со стороны Mg изучены вновь в работе [2] с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из 99,99%-ного Mg и 99,7%-ного Ce. Температура образования эвтектики (Mg—Mg<sub>2</sub>Ce) оказалась равной 593°С, концентрация эвтектической точки 3,5% (ат.) Ce; температура перитектической реакции образования соединения Mg<sub>3</sub>Ce 610°С [2].

Единой точки зрения на состав и кристаллическую структуру соединения в области диаграммы со стороны Mg не существует. В работе [3] соединение определено как Mg<sub>12</sub>Ce с решеткой, изоструктурной TiBe<sub>12</sub>,  $a \approx c \approx 10,3 \text{ \AA}$ . В работе [4] приведен стехиометрический состав соединения Mg<sub>3</sub>Ce, как и считалось ранее; решетка этого соединения кубическая,  $a = 7,302 \pm 0,002 \text{ \AA}$ , или о. ц. к.,  $a' = 2a$ , структурной группы Ia3. В области гомогенности соединения Mg<sub>3</sub>Ce со стороны Ce в работе [4] обнаружена аллотропическая модификация, зависящая от состава с очень близкой кристаллической решеткой.

В работе [5] подтверждено существование и вновь определена кристаллическая структура соединений Mg<sub>3</sub>Ce, Mg<sub>2</sub>Ce и MgCe. По данным этой работы, Mg<sub>3</sub>Ce имеет г. ц. к. решетку типа BiF<sub>3</sub>,  $a = 7,428$ ; Mg<sub>2</sub>Ce — г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>,  $a = 8,733 \text{ \AA}$ ; MgCe — кубическую решетку типа CsCl,  $a = 3,912 \text{ \AA}$ .

1. Т и х о в а Н. М., А ф а н а с ь е в а Л. А. Металловедение и обработка металлов, 1958, № 3, с. 38—41.
2. P a r k J. J., W y m a n L. L. WADC Tech. Rept. 57—504, 1957, 33 p.
3. M i l l e r A. Неопубликованные данные; см. R o b e r t s C. S. Magnesium and Its Alloys, John Wiley and Sons, Inc., N. Y., 1960, p. 50—51.
4. Б е л е ц к и й М. С., Г а л ь п е р и н Е. Л. ФММ, 1961, т. 11, с. 698—708.
5. I a n d e l l i A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Sympos., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.

0,4067  
1,5933

### Ce—Mn. Церий—марганец \*

Система изучена вновь в работе [1] с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из электролитического Mn и Ce, скорее всего загрязненного. Остановки на термограммах наблюдали при 1087, 998 и 635°С. Эти остановки интерпретировали как неинвариантные равновесия:  $\delta\text{-Mn} \rightleftharpoons \text{Ж} + \gamma\text{-Mn}$  при 1087°С,  $\gamma\text{-Mn} \rightleftharpoons \text{Ж} + \beta\text{-Mn}$  при 998°С и  $\text{Ж} [95\% \text{ (по массе) Mn}] \rightleftharpoons \beta\text{-Mn} + \text{Ce}$  при 635°С. Кривая ликвидуса в интервале концентрации 20,8—37,2% (ат.) [40—

60% (по массе) Ce имела плоский характер, однако это не интерпретировано авторами работы [1] как монотектическая реакция, так как металлографический анализ не подтвердил существования двух несмешивающихся жидкостей. В работе не содержится четких металлографических или рентгеноструктурных доказательств, подтверждающих гипотезу о связи температурных остановок на термограммах с аллотропией Mo. Однако кривая ликвидуса, определенная в работе [1], хорошо соответствует приведенной ранее М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]). Для окончательного суждения о строении диаграммы требуются дополнительные работы.

1. Миргаловская М. С., Стрельникова И. А. Труды Ин-та металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1957, № 2, с. 135—138.

0,1644  
1,8356

### Ce—Mo. Церий—молибден

Ce и Mo не образуют промежуточных фаз; при 1300° C в Ce растворяется <0,3% (ат.) [0,2% (по массе)] Mo [1].

1. Daane A. H., Spedding F. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—530, 1954; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,0002  
2,9998

### Ce—N. Церий—азот \*

В работе [1] более точно измерен период г. ц. к. решетки (типа NaCl) соединения CeN:  $a = 5,021 \text{ \AA}$  [1].

1. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,1785  
1,8215

### Ce—Nb. Церий—ниобий

Диаграмма (рис. 139) построена по данным рентгеноструктурного и металлографического анализов, а также измерений твердости и электросопротивления образцов сплавов, выплавленных в дуговых печах из 99,0% Nb и 98,9% Ce. Ce снижает температуру плавления Nb до монотектической 2370 ± 20° C; Nb повышает температуру плавления Ce на 5—7 град и снижает температуру аллотропического превращения  $\delta \rightarrow \gamma$  в Ce на 20—25 град (перитектическая точка на рис. 137, полученная в опытах при охлаждении, скорректирована с учетом общепринятой температуры плавления Ce). Рентгенографические исследования [1] указывают на очень незначительную растворимость Ce в Nb.

1. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1462—1463.

0,3780  
1,6220

### Ce—Ni. Церий—никель \*

Диаграмма, приведенная ранее (см. М. Хансен и К. Андерко т. I, рис. 264) должна быть полностью пересмотрена с той точки зрения, что соединения «CeNi<sub>4</sub>» и «CeNi<sub>3</sub>» теперь правильно идентифицированы, как Ce<sub>2</sub>Ni<sub>7</sub> [1] и Ce<sub>7</sub>Ni<sub>3</sub> [2]. В работе [3] показано, что при содержании 75% (ат.) Ce соединение не образуется. Существование соединения CeNi<sub>3</sub> подтверждено кристаллографическими измерениями [4]. Подтверждено также существование соединений CeNi<sub>6</sub> [5—7]

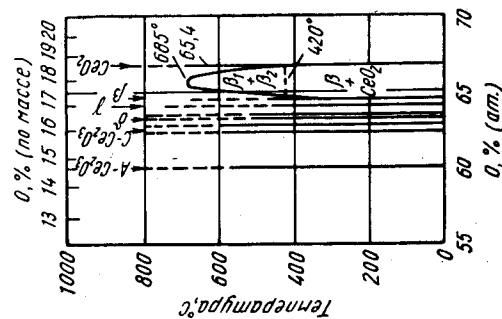


Рис. 140. Ce—O

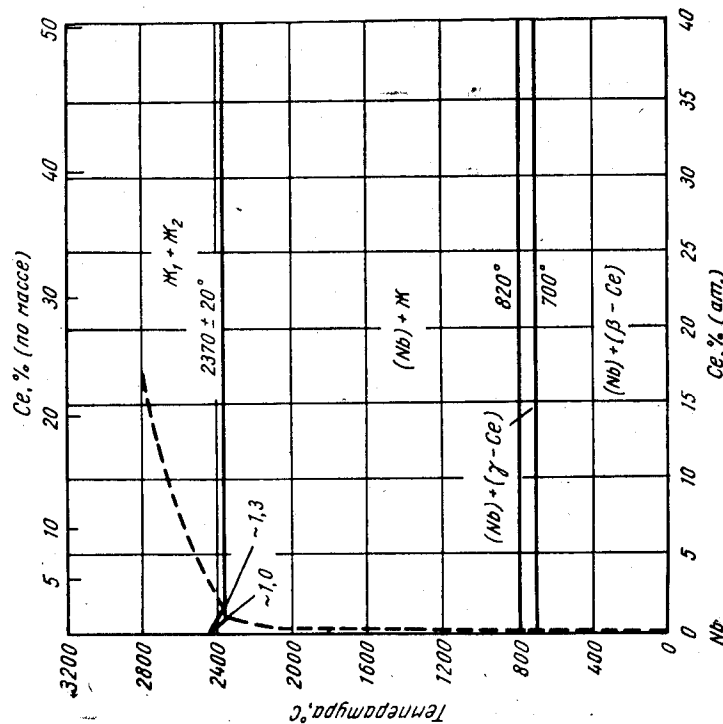


Рис. 139. Ce—Nb



и  $CeNi_3$  [7, 8], кроме того, определена кристаллическая структура соединения  $CeNi$  [9]. Измеренные вновь периоды гексагональной (типа  $CaCu_2$ ) решетки соединения  $CeNi_5$  составляют:  $a = 4,887 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,003 \text{ \AA}$  [5];  $a = 4,875 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,010 \text{ \AA}$  [6].

Соединение  $Ce_2Ni_7$  имеет гексагональную решетку, относящуюся скорее всего к пространственной группе  $P6_3/mmc$ ;  $a = 4,98 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 24,52 \pm 0,08 \text{ \AA}$  [1]. Решетка соединения  $CeNi_3$  также гексагональная, вероятно, той же пространственной группы  $P6_3/mmc$ ;  $a = 4,98 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,54 \pm 0,06 \text{ \AA}$  [4]. Структуры обоих соединений —  $Ce_2Ni_7$  и  $CeNi_3$  — близки структурам соединений  $CeNi_5$  и  $CeNi_2$ .

Измеренный вновь в работе [8] период г. ц. к. решетки типа  $MgCu_2$  соединения  $CeNi_2$  оказался равным  $7,202 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

Соединение  $CeNi$  имеет базоцентрированную ромбическую решетку, относящуюся к структурной группе  $Smct$  и очень напоминающую решетку соединения  $PuNi$ ; ее периоды:  $a = 3,77 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,46 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,37 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [9].

Решетка соединения  $Ce_7Ni_3$  гексагональная типа  $Th_7Fe_3$ , структурной группы  $P6_3/mc$  с двумя формульными единицами на элементарную ячейку; ее периоды:  $a = 9,92 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,33 \pm 0,02 \text{ \AA}$ .

1. Cromer D. T., Larson A. C. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 855—859.
2. Roof R. B. a. o. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 1084—1087.
3. Coffinberry A. S. Частное сообщение, 1960; см. [2].
4. Cromer D. T., Olsen C. E. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 689—694.
5. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
6. Wernick Y. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
7. Nassay K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
8. Wernick Y. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
9. Finney J. J., Rosenzweig A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 69.

0,9424  
T,0576

### Ce—O. Церий—кислород

Равновесия в системе между соединениями  $Ce_2O_3$  и  $CeO_2$  изучали при восстановлении  $Ce_2O_3$  [1] или  $CeO_2$  [2]. В работе [1] сообщается о существовании трех промежуточных фаз между  $Ce_2O_3$  и  $CeO_2$ :  $\delta$  при концентрации 63,10—63,26% (ат.) O;  $\gamma$  при 64,05% (ат.) O и  $\beta$  при 64,35—64,43% (ат.) O. В более ранней работе [3] тех же авторов [2] эти промежуточные фазы не были обнаружены. С помощью высокотемпературной рентгенографии [2] демонстрируется, что структуры при температуре выше  $300^\circ \text{C}$  не могут сохраняться вплоть до комнатной температуры; эти наблюдения разрешают противоречия между данными работ [1] и [3]. По данным работ [2, 4], по крайней мере между фазами  $CeO_{1,78}$  и  $CeO_2$  [64,0—66,7% (ат.) O] при температурах выше  $700^\circ \text{C}$  существуют непрерывные твердые растворы на основе соединения  $CeO_2$ .

В соответствии с результатами, полученными в [1], образование A- и C-фаз  $Ce_2O_3$  зависит от состава; C-фаза с о. ц. к. решеткой существует между 62,28 и 62,80% (ат.) O, A-фаза — при содержании менее 62,28% (ат.) O.

Диаграмма, приведенная на рис. 140, основана на данных работ [1, 2]. Указывается на существование соединения  $CeO$  [5]; авторы работы [6] интерпретируют данные исследования [7], также указывая на существование  $CeO$ ; в то же время в работе [8] сообщается об отсутствии промежуточных фаз между (Ce) и  $Ce_2O_3$ .

Температура плавления соединения  $CeO_2$  в работе [9] определена равной  $1950^\circ \text{C}$ , а в работе [5] оценивается в  $2727 \pm 20^\circ \text{C}$ . По данным работы [10], температура плавления соединения  $Ce_2O_3$  в атмосфере аргона составляет  $1692^\circ \text{C}$  (?).

304

Кристаллические структуры. A- $Ce_2O_3$  имеет гексагональную решетку с периодами:  $a = 3,889 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,054 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1];  $a = 3,88 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,06 \text{ \AA}$  [11];  $a = 3,888 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,079 \text{ \AA}$  [12].

C- $Ce_2O_3$  имеет о. ц. к. решетку типа  $Mn_2O_3$ ;  $a = 11,126 \pm 0,001 \text{ \AA}$  (бедный O) [1];  $a = 11,109 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (богатый O) [1].

$\delta$ - $Ce_2O_3$  имеет ромбоэдрическую решетку с периодами:  $a = 3,921 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,637 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (бедный O) [1];  $a = 3,912 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,657 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (богатый O) [1] для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки.

$\gamma$ - $Ce_2O_3$  имеет ромбоэдрическую решетку;  $a = 3,910 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ;  $c = 9,502 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1] для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки.

$\beta$ - $Ce_2O_3$  имеет ромбоэдрическую решетку;  $a = 3,900 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,537 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (бедный O) [1];  $a = 3,890 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,536 \pm 0,002 \text{ \AA}$  (богатый O) [1] для эквивалентной гексагональной элементарной ячейки.

$CeO_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $CaFe_2$ ;  $a = 5,409 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [2]  $a = 5,400 \text{ \AA}$  [13];  $a = 5,392 \text{ \AA}$  [14].

1. Bevan D. J. M. J. Inorg. Nucl. Chem., 1955, v. 1, p. 49—59.
2. Brauer G., Gingerich K. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 16, p. 87—99.
3. Brauer G., Gradinger H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1954, Bd 277, S. 89—95.
4. Brauer G., Ginderich K. Angew. Chem., 1957, Bd 69, S. 480.
5. Brewer L. Chem. Rev., 1953, v. 52, p. 7, 51.
6. Гшейнднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
7. Weiner R. I., Raynor G. V. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 309—315.
8. Courtel R., Lories J. Compt. Rend., 1950, v. 230, p. 735—739.
9. Ruff O. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1913, Bd 82, S. 373—383.
10. Friederich E., Sittig L. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1925, Bd 145, S. 133—134.
11. Zachariasen W. Z. Physik. Chem. (Leipzig), 1926, Bd 123, S. 134—150.
12. Kojima T. a. o. J. Electrochem. Soc. Japan, 1951, v. 19, p. 383—387.
13. Brauer G., Gradinger H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1954, Bd 276, S. 209—226.
14. Croatto U., Bruno M. Proc. Intern. Congr. Pure Appl. Chem., 11 th, London, 1947, v. 1, p. 69—74; Chem. Abstr., 1950, v. 44, p. 7117.

1,8672  
0,1328

### Ce—Os. Церий—осмий

Соединение  $CeOs_2$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $MgCu_2$ ;  $a = 7,593 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1].

1. Compton V. B., Matthias B. T. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 651—654.

0,6554  
1,3446

### Ce—P. Церий—фосфор \*

При более точном измерении период г. ц. к. решетки соединения  $CeP$  типа  $NaCl$  оказался равным  $5,909 \text{ \AA}$  [1].

1. Inadelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe, Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69; Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

I, 8301  
0, 1699

### Ce—Pb. Церий—свинец \*

Соединение  $Ce_2Pb$  имеет гексагональную решетку с периодами:  $a = 8,16 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,59 \text{ \AA}$  [1]. В результате термодинамического изучения системы в работе [2] подтверждено существование соединения  $CePb$ . Кристаллическая структура и период решетки соединения  $CePb_3$ , по данным работы [3], оказались теми же, что и приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]).

1. Grinthal R. WADC Tech. Rept. 53—190, pt VI, 1958; см. Гшнейдер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Отопков П. И. и др. ДАН СССР, 1961, т. 139, с. 616—617.
3. Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p., Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe, Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0, 1195  
I, 8805

### Ce—Pd. Церий—палладий

Решетка соединения  $CePd_2$  кубическая типа  $AuCu_2$ ,  $a = 4,136 \text{ \AA}$  [1].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 158—162.

I, 9975  
0, 0025

### Ce—Pr. Церий—празеодим

Растворимость Pr в Ce в твердом состоянии изучена в работе [1] измерением периодов решетки твердого раствора на основе Ce с добавками до 5% (ат.) Pr; установлено, что в этом интервале концентраций период решетки меняется незначительно. Добавки Pr свыше 5% (ат.) повышают температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$ -полиморфного превращения Ce [2].

1. Gschneidner K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. Y. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.
2. McDonald R. R. a. o. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 278—287.

I, 8560  
0, 1440

### Ce—Pt. Церий—платина \*

Данные работы [1] подтверждают указанное М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]) существование в системе соединения  $CePt_2$  с г. ц. к. решеткой типа  $MgCu_2$ , период которой  $a = 7,723 \text{ \AA}$ . В работе [1] установлено также соединение  $CePt_5$  с гексагональной решеткой типа  $CaCu_5$ ;  $a = 5,369 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,385 \text{ \AA}$ .

1. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

I, 7626  
0, 2374

### Ce—Pu. Церий—плутоний

Диаграмма (рис. 141) построена по данным термического, дилатометрического, металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также измерений плотности сплавов, приготовленных из 99,78—99,95%-ного Ce и 99,8—

306

99,9%-ного Pu [1]. В критическом обзоре [2] (при обзоре работ, посвященных данной системе, в статье [2] использовали собственные оригинальные данные) данных работы [1] отмечено, что большинство сплавов было приготовлено на менее чистом Ce и что вообще шихтовые материалы могли быть менее чистыми, чем указано авторами.

Данные работы [1] свидетельствуют о резком изменении хода кривой ликвидуса при ~47% (ат.) Pu. В работе [2] указано, что растворимость Ce в  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ - и  $\delta'$ -Pu, возможно, <1% (ат.), и без достаточных оснований утверждается,

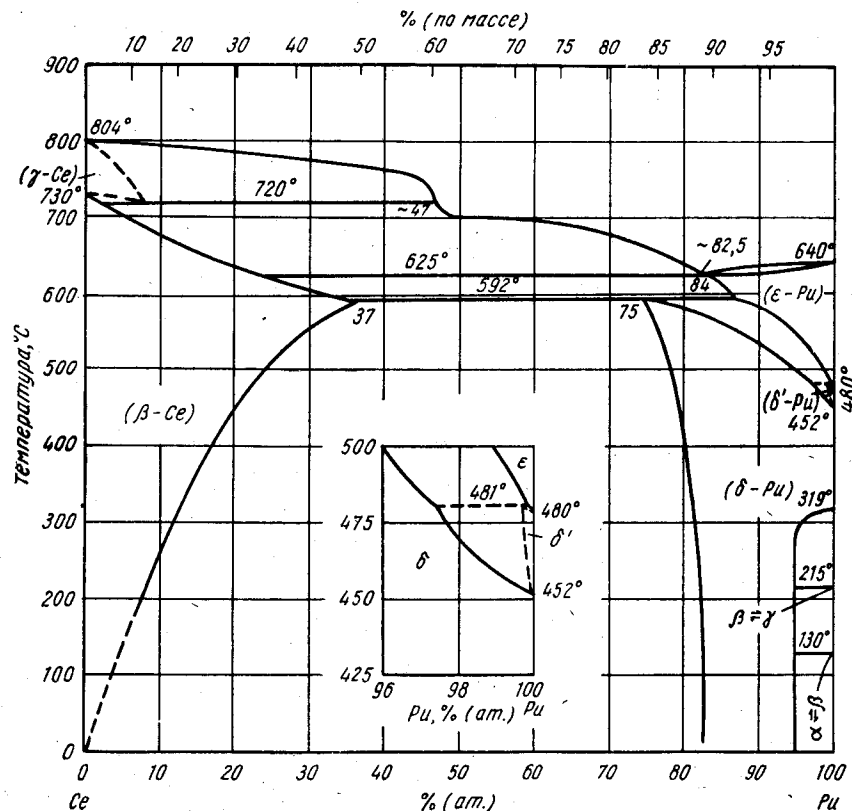


Рис. 141. Ce—Pu

что распад ( $\alpha$ -Pu) и ( $\beta$ -Pu) носит перитектоидный характер. По данным термического анализа [1], линия ликвидуса должна непрерывно снижаться от чистого Pu до эвтектической температуры, однако металлографический и рентгеноструктурный анализы показали обогащение церием первичных кристаллов в сплавах Pu с 3 и 5% (ат.) Ce; значит, на кривой ликвидуса должен быть максимум в Pu-углу диаграммы (до эвтектической температуры). При использовании техники высоких давлений [3] найдено, что в сплавах с >7,1% (ат.) Ce, ( $\delta$ -Pu) является стабильным при комнатной температуре и давлении 1 ат.

1. Ellinger F. H. a. o. Extractive and Physical Metallurgy of Plutonium and Its Alloys, ed. W. D. Wilkinson, Interscience Publishers Inc., N. Y., 1960, p. 149—167.

20\*

307

- Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Elliott R. O., Gschneidner K. A. Extractive and Physical Metallurgy of Plutonium and Its Alloys, Interscience Publishers, Inc., N. Y., 1960, p. 243—262.

0,1340  
1,8660

### Ce—Rh. Церий—родий

Соединение  $CeRh_2$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $MgCu_2$ ;  $a = 7,538 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1].

- Compton V. B., Matthias B. T. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 651—654.

0,1391  
1,8609

### Ce—Ru. Церий—рутений

Соединение  $CeRu_2$  имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с  $MgCu_2$ ;  $a = 7,535 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1]. На основании металлографического анализа сплава с 2% (ат.) Ru в работе [2] сделан вывод о существовании соединения, богатого Ce; его формула, возможно,  $Ce_2Ru$ .

- Compton V. B., Matthias B. T. Acta Cryst., 1959, v. 13, p. 651—654.
- Spedding F. H., Daane A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—643, 1955; Daane A. H., Spedding F. H. U. S. At. Energy Comm. INC—530; обе работы см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,6405  
1,3595

### Ce—S. Церий—сера \*

На диаграммах (для ограниченного интервала концентраций), представленных в работах [1, 2], отмечена эвтектическая реакция образования смеси ( $CeS + Ce_3S_4$ ) при температуре  $2000 \pm 75^\circ \text{C}$ ; концентрация эвтектической точки  $\sim 53,5\%$  (ат.) S.

Температура плавления соединения  $CeS$   $2450 \pm 100^\circ \text{C}$  [1, 2]; соединения  $Ce_3S_4$   $2050 \pm 75^\circ \text{C}$  [1, 2] или  $2100^\circ \text{C}$  [3]. Соединение  $Ce_2S_3$ , имеющее интервал гомогенности до  $Ce_3S_4$  [57,1—60% (ат.) S] (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]), по данным работы [4], существует в трех аллотропических модификациях:  $\alpha$ - $Ce_2S_3$ , стабильная до  $1150 \pm 50^\circ \text{C}$ ;  $\beta$ - $Ce_2S_3$ , стабильная от  $1150 \pm 50$  до  $1450 \pm 50^\circ \text{C}$ ;  $\gamma$ - $Ce_2S_3$ , стабильная от  $1450 \pm 50^\circ \text{C}$  до температуры плавления. Последняя составляет:  $1890 \pm 50^\circ \text{C}$  [2] или  $2060^\circ \text{C}$  [3]. Соединение  $CeS_2$  плавится при  $1700^\circ \text{C}$  [5].

**Кристаллическая структура.** Соединение  $CeS$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $5,763 \text{ \AA}$  [6],  $5,777 \text{ \AA}$  [7],  $5,76 \text{ \AA}$  [8]. Решетка соединения  $Ce_3S_4$  о. ц. к. с периодом  $8,606 \text{ \AA}$  [2],  $8,625 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3]. Одна из низкотемпературных модификаций соединения  $Ce_2S_3$ , не идентифицированная как  $\alpha$  или  $\beta$ , имеет гексагональную решетку [9]. Решетка  $\gamma$ - $Ce_2S_3$  о. ц. к. с периодом  $8,618 \text{ \AA}$  [2],  $8,630 \text{ \AA}$  [3],  $8,626 \text{ \AA}$  [4],  $8,617 \text{ \AA}$  [10]. Соединение  $CeS_2$  имеет кубическую решетку с 8 формульными единицами на элементарную ячейку и период  $8,12 \text{ \AA}$  [4, 5, 11],  $8,08 \text{ \AA}$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

- Eastman E. D. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1951, v. 73, p. 3896—3898.
- Eastman E. D. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1950, v. 72, p. 2248—2250.
- Picon M. u. a. Bull. Soc. Chim. France, 1960, p. 221—228.
- Flahaut J., Guittard M. Compt. Rend., 1956, v. 243, p. 1419—1422.

- Picon M. C., Patrie M. Compt. Rend., 1956, v. 243, p. 1769; см. [3].
- Flahaut J., Guittard M. Compt. Rend., 1956, v. 242, p. 1308—1321.
- Iandelli A. Atti Acad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
- Самсонов Г. В. и др. ЖПХ, 1958, т. 31, с. 153—157.
- Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Gaume-Mahn F. Bull. Soc. Chim. France, 1956, p. 1862—1867.
- Flahaut J. a. o. Bull. Soc. Chim. France, 1959, p. 1917—1920.

0,0609  
1,9391

### Ce—Sb. Церий—сурьма \*

При более точном измерении период г. ц. к. типа NaCl решетки соединения  $CeSb$  оказался равным  $6,412 \text{ \AA}$  [1].

- Iandelli A. Atti Acad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69; Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

0,4936  
1,5084

### Ce—Sc. Церий—скандий

В работе [1] измерен период г. ц. к. решетки сплава Ce с 5% (ат.) Sc. Добавки до 10% (ат.) Sc повышают температуру  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -полиморфного превращения Ce.

- Gschneidner K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 71—86.
- McDonald R. R. a. o. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 278—287.

0,2490  
1,7510

### Ce—Se. Церий—селен

Соединения  $Ce_2Se_3$  и  $Ce_2Se_4$  идентифицированы в работе [1]. Соединение  $Ce_2Se_4$ , приготовленное из газовой фазы, имеет область гомогенности до концентрации  $Ce_2Se_{3,6}$ ; здесь соединение находится в равновесии с  $Ce_3Se_4$ . Решетка ( $Ce_2Se_4$ ) тетрагональная;  $a = 8,49 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,56 \text{ \AA}$  (для стехиометрического состава);  $a = 8,40 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,52 \text{ \AA}$  (для состава  $Ce_2Se_{3,6}$ ) [2].

В результате распада соединения  $Ce_2Se_3$  в температурном интервале  $1200$ — $1700^\circ \text{C}$  образуется область твердых растворов между  $Ce_2Se_3$  и  $Ce_3Se_4$  [3]. Растворы имеют о. ц. к. решетку типа  $Th_3P_4$  [3, 4]; ее период  $a = 8,973 \text{ \AA}$  ( $Ce_3Se_4$ ) [3],  $a = 8,95 \text{ \AA}$  [4]; твердые растворы образуются вычитанием атомов Ce [3]. Интервал температур плавления  $1600$ — $2050^\circ \text{C}$  [4].

Соединение  $CeSe$  получали либо непосредственно соединением элементов [4, 5], либо восстановлением окиси Ce алюминием в присутствии Se [6]. Решетка  $CeSe$  г. ц. к., типа NaCl,  $a = 6,00 \text{ \AA}$  [4],  $a = 5,992 \text{ \AA} \pm 0,003 \text{ \AA}$  [5],  $a = 5,982 \text{ \AA}$  [6]. Температура плавления  $CeSe \sim 1820^\circ \text{C}$  [4].

- Klemm W., Koczuy A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1937, Bd 233, S. 84—96.
- Venacerraf A. e. a. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 1672—1675.
- Venacerraf A., Guittard M. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 2012—2014.

- Miller J. F. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers Inc., N. Y., 1962, p. 233.
- Iandelli A. Gazz. Chim. Ital., 1955, v. 85, p. 881—887, Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
- Guittard M., Benacerraf A. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 2589—2591.

0,6980  
1,3020

### Ce—Si. Церий—кремний \*

В работе [1] подтверждено, что соединение CeSi имеет тетрагональную решетку типа ThSi;  $a = 4,27 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,88 \text{ \AA}$ . В работе [2] обнаружена гексагональная фаза около соединения  $\text{Ce}_5\text{Si}_3$ ;  $a = 9,60 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,07 \text{ \AA}$ .

- Perri J. A. a. o. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 616—619.
- Grinthal R. D. WADC Tech. Rept. 53—190, pt. VI, 1958; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,0720  
1,9280

### Ce—Sn. Церий—олово \*

Новые определения [1] периода кубической типа  $\text{AuCu}_3$  решетки соединения  $\text{CeSn}_3$ ,  $a = 4,721 \text{ \AA}$ , находятся в хорошем соответствии с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [4]).

Несколько неожиданные результаты получены в работе [2]. Здесь обнаружены: фаза ( $\text{CeSn}_2$  или  $\text{CeSn}_3$ ) с тетрагональной решеткой;  $a = 6,24 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,82 \text{ \AA}$ , и фаза, которой произвольно был присвоен стехиометрический состав  $\text{CeSn}$ , с кубической решеткой;  $a = 3,82 \text{ \AA}$ . Так как соединения со стехиометрическими составами  $\text{CeSn}_2$  и  $\text{CeSn}$  вообще неизвестны, а для соединения  $\text{CeSn}_3$  можно считать надежно установленной кубическую решетку, данные работы [2] никак нельзя увязать с мнением других исследователей.

- Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.
- Grinthal R. D. WADC Tech. Rept. 53—190, pt VI, 1958; см. Гшнейднер К. «Сплавы редкоземельных металлов». Изд-во «Мир»; 1965.

1,8890  
0,1110

### Ce—Ta. Церий—тантал

Ce после плавки в танталовых тиглях содержал  $<0,04\%$  (ат.) [0,05% (по массе)] Ta [1]. Интерметаллические соединения в системе не образуются; растворимость Ta в твердом Ce очень небольшая [1]. В работе [2] измерением магнитных свойств показано, что добавки Ta повышают примерно на 5 град температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$ -полиморфного превращения Ce и что растворимость Ta в Ce составляет 0,3—0,4% (ат.).

- Spedding F. H., Daane A. H. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 1, Pergamon Press, N. Y., 1956, p. 413; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Gaume-Mahn F. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 27—34; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,0406  
1,9594

### Ce—Te. Церий—теллур \*

Соединение CeTe, ранее не идентифицированное М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]), имеет г. ц. к. решетку типа NaCl с периодом  $6,359 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1],  $6,35 \text{ \AA}$  [2]. Температура плавления CeTe лежит в интервале  $1640\text{—}1890^\circ \text{C}$  [2].

Решетка соединения  $\text{Ce}_3\text{Te}_4$  о. ц. к. типа  $\text{Th}_3\text{P}_4$ ,  $a = 9,566 \pm 0,006 \text{ \AA}$  [3]. В работе [3] указано, что  $\text{Ce}_3\text{Te}_4$  не образует серии твердых растворов до  $\text{Ce}_2\text{Te}_3$ , как это обычно наблюдается при взаимодействии редкоземельных элементов с халькогенидами; в то же время, по данным работы [2], существует соединение  $\text{Ce}_2\text{Te}_3$  с периодом  $a = 9,55 \text{ \AA}$ . Однако есть основания полагать, что в работе [2] не проверен состав наблюдавшегося соединения. Соединение « $\text{Ce}_2\text{Te}_3$ » плавится при температурах  $1665\text{—}1800^\circ \text{C}$  [2].

Соединение  $\text{CeTe}_2$  имеет область гомогенности от чистого Ce до  $\text{CeTe}_{1,83}$  [3]; его решетка тетрагональная типа  $\text{Fe}_2\text{As}$ ;  $a = 4,52 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,12 \pm 0,01 \text{ \AA}$  ( $\text{CeTe}_2$ );  $a = 4,48 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,12 \pm 0,01 \text{ \AA}$  ( $\text{CeTe}_{1,83}$ ). При нагреве в вакууме содержание Te в  $\text{CeTe}_2$  уменьшается.

- Iandelli A. Gazz. Chim. Ital., 1955, v. 85, p. 881—887; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
- Miller J. F. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 233—248.
- Domange L. e. a. Compt. Rend., 1960, v. 250, p. 857—858.

1,7808  
0,2192

### Ce—Th. Церий—торий \*

Система изучена в работах [1, 2]; строение системы ниже  $400^\circ \text{C}$ , по данным [1, 2], подтверждается в работе [3]. Диаграмма, приведенная на рис. 142, построена главным образом по данным работы [1] с некоторыми более поздними

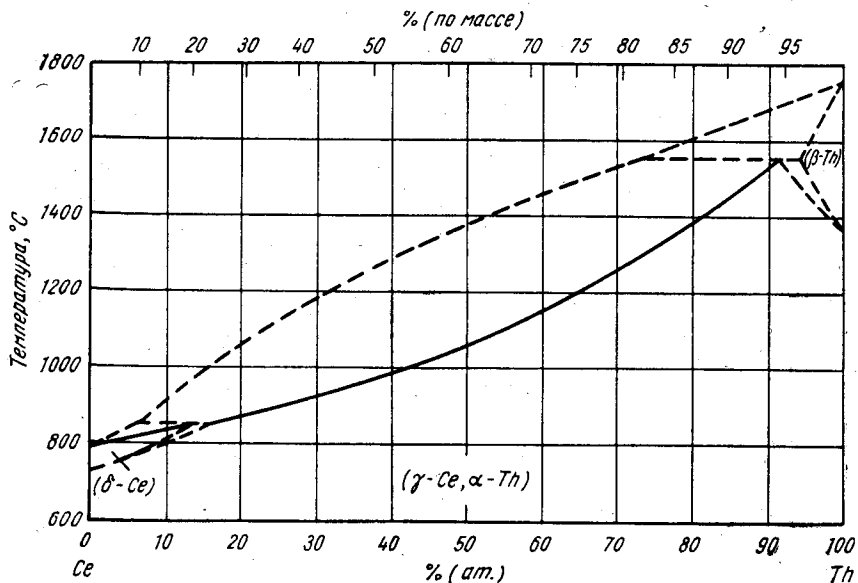


Рис. 142. Ce—Th

уточнениями [4] температур плавления и полиморфных превращений. Чистота шихтовых материалов в работе [1] была более 99%; порошок Th, использованный в работе [2], содержал 2,5% (по массе) ThO<sub>2</sub>; Ce, примененный в работе [3], имел чистоту 97,4%. Для определения температур солидуса в работах [1, 2] использовали металлографический анализ; для изучения области твердых растворов в работах [1—3] — рентгеноструктурный анализ.

Авторы работ [1—3] сходятся на том, что в системе отсутствуют какие-либо промежуточные фазы. Так как ко времени опубликования работ [1, 2] еще не было известно высокотемпературной аллотропии Ce; перитектические реакции в этих работах предложены чисто умозрительно. В работе [5] доказывается, что перитектическая реакция со стороны Ce отсутствует, а в работе [4] высказывается предположение, что обе реакции отсутствуют, а между δ-Ce и β-Th существует непрерывная область твердых растворов.

- Weiner R. T. a. o. J. Inst. Metals, 1957—1958, v. 86, p. 185—188; Bull. Inst. Metals, 1957—1959, v. 4, № 14, p. 106—107.
- Van Vucht J. H. N. Phillips Res. Rept., 1957, v. 12, p. 351—354.
- Бадаева Т. А., Кузнецова Р. И. Сб. «Строение сплавов некоторых систем с ураном и торием». Госатомиздат, 1961, с. 381—386.
- Van Vucht J. H. N. Phillips Res. Rept., 1961, v. 16, p. 1—40; Bull. Inst. Metals, 1957—1959, v. 4, № 13, p. 94—95.
- Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,4662  
1,5338

### Ce—Ti. Церий—титан \*

Новые исследования области диаграммы состояний, богатой Ti, проведены в работах [1, 2] с использованием термического и металлографического анализов сплавов, приготовленных из 99,96%-ного Ti и 99%-ного Ce. Работа [2], кроме этого, представляет собой критическое рассмотрение более ранних данных [1]. В соответствии с М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]), промежуточные фазы в данной части диаграммы не образуются. Вновь определенная растворимость Ce в Ti и температуры невариантных равновесий выше приведенных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]): концентрация Ce в α-Ti с 1,4% (ат.) [4% (по массе)] при температуре перитектоидного α↔β превращения (~915°С) уменьшается до 0,45% (ат.) [1,3% (по массе)] при 20°С [2]; концентрация Ce в β-Ti с 1,9% (ат.) [5,4% (по массе)] при температуре невариантного солидуса (1450°С) уменьшается до [0,7% (ат.)] [1,8% (по массе)] при перитектоидной температуре (~915°С) [1]. В работе [3] проведен критический анализ данных [1, 2] М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1, 2]), работы [2], а также некоторых неопубликованных работ и сделан вывод, что наиболее предпочтительны данные и диаграмма состояний, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2], рис. 268). В работе [1] приведена температура невариантного равновесия 1520°С, которое никак не может быть объяснено. Для полного понимания превращений в системе необходимо ее дальнейшее изучение.

- Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 2609—2616.
- Бурханов Г. С., Савицкий Е. М. Производственно-технический бюллетень «Металлургия, металловедение и термическая обработка», 1959, № 6, с. 28; см. [3].
- Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,8361  
0,1639

### Ce—Ti. Церий—таллий \*

Ранее было установлено, что соединение CeTi имеет кубическую решетку [1]. Работы последних лет подтвердили это предположение. Решетка CeTi кубическая типа CsCl,  $a = 3,893 \text{ \AA}$  [2, 3]. Соединение CeTi<sub>2</sub> имеет кубическую решетку типа AuCu<sub>3</sub>,  $a = 4,767 \text{ \AA}$  [2—4].

- Iandelli A. Atti Congr. Intern. Chim., 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.
- Iandelli A. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 35—40.
- Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.
- Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

1,7698  
0,2302

### Ce—U. Церий—уран \*

Диаграмма состояний Ce—U представляет собой комбинацию монотектической и эвтектической систем. Взаимную растворимость в жидком состоянии определяли разные исследователи [1—3]; полученные данные в основном хорошо

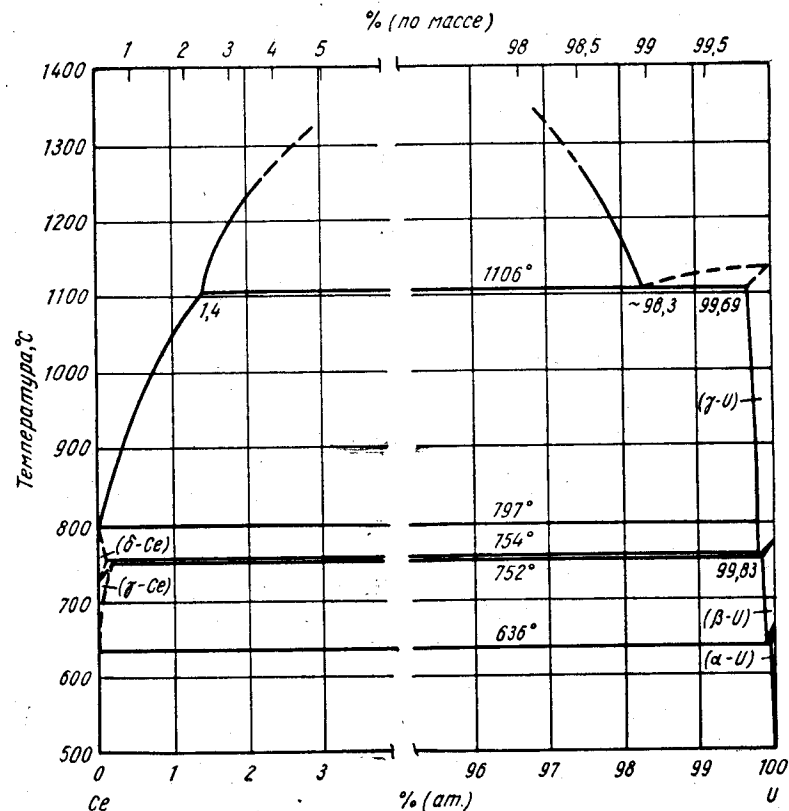


Рис. 143. Ce—U

согласуются между собой, хотя и наблюдаются некоторые различия (табл. 12). Максимальная растворимость Ce в U в твердом состоянии составляет около 0,31% (ат.) [0,18% (по массе)] [1].

Фазовая диаграмма (рис. 143) построена на основании данных работ [1—3], собранных в диаграмму в работе [4], в последней учтены также некоторые неопу-

ТАБЛИЦА 12. ВЗАИМНАЯ РАСТВОРИМОСТЬ Се И У

Температура, °С	Растворимость в Се, % (ат.) У	Растворимость в У, % (ат.) Се	Температура, °С	Растворимость в Се, % (ат.) У	Растворимость в У, % (ат.) Се
1250	2,15 (2,09) *1	2,52	1150	1,48 (2,15) **	1,96 (2,02) **
1225	1,79	1,69	1100	1,43	—
1200	2,15	1,94	1000	0,76 (0,77) *1	—
1175	1,72	2,11			

\*1 По данным [3].  
\*2 По данным [2].

бликованные данные. Растворимость Се в У в твердом состоянии известна, тогда как превращение  $\delta\text{-Ce} \rightleftharpoons \gamma\text{-Ce}$  связывается с существованием невариантного равновесия.

1. Haefling Y. F., Daane A. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 336—338.
2. Voight A. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 591—595.
3. Wilhelm H. A. Nuclear Fuels Newsletter, WASH—704 (December, 1952); см. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 20.
4. Haefling Y. F., Daane A. H. 1959, Iowa State University, Ames, Iowa. Частное сообщение, см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,4393  
1,5607

### Се—V. Церий—ванадий

Промежуточные фазы в системе отсутствуют; имеется большая область несовместности в жидком состоянии [1, 2]. По данным работы [1], небольшие добавки Се к V не изменяют температуры плавления последнего; по крайней мере измерить эти изменения не удалось. В жидком состоянии Се в V почти не растворяется, а V в Се заметно растворяется, о чем можно было судить по появлению дендритов V после затвердевания расплава, богатого Се; после отжига при 950° С Се из твердого V не выделяется, что свидетельствует об очень незначительной растворимости Се в V [1].

1. Komjathy S. a. o. WADC Tech. Rept. 59—483, 1959, 69 p.; Komjathy S. J. Less-Common Metals, 1961, v. 3, p. 468—488.
2. Lundin C. E., Klodt D. Denver Research Institute, Неопубликованные данные; см. Сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. X. Спеддинга и А. X. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.

1,8819  
0,1181

### Се—W. Церий—вольфрам

По данным работы [1], W быстро растворяется в жидком Се при температуре 1000° С. Микроструктурным анализом обнаружены два интерметаллических соединения, оба они образуются по перитектическим реакциям. Соединение, богатое W, имеет, по-видимому, формулу  $\text{CeW}_2$ . Вблизи ординаты чистого Се протекает эвтектическая реакция. Твердый W растворяет Се, с температурой растворимость понижается. Данные о температурах невариантных превращений не известны.

1. Obrowski W. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 201—202.

314

0,1974  
1,8026

### Се—Y. Церий—иттрий

Диаграмма (рис. 144) построена в работе [1] по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов сплавов, приготовленных из материалов чистой более 99% [2]. Промежуточная фаза YCe установлена в работах [1, 4]; ее решетка гексагональная типа Sm, периоды со стороны Y:  $a = 3,653 \pm 0,007 \text{ \AA}$ ,  $c = 26,55 \pm 0,02 \text{ \AA}$  [4].

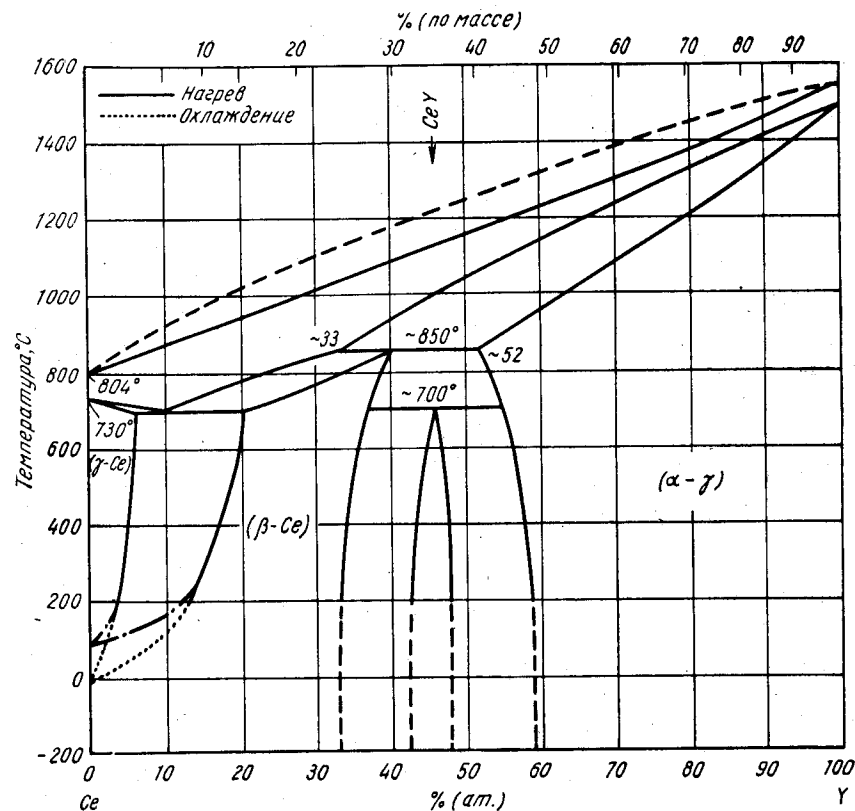


Рис. 144. Се—Y

Подтверждения неограниченной растворимости этих двух металлов в жидком состоянии приведены в работе [5]. Периоды твердых растворов, богатых Се, определены в работе [6].

1. Lundin C. E., Klodt D. Denver Research Institute. Неопубликованные данные; см. [2, 3].
2. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. Лундин К. Е. В сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. X. Спеддинга и А. X. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
4. Valetta R. M. Ph. D. Thesis, Iowa State University, 1959, 88 p.
5. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. Цветные металлы, 1959, № 1, с. 48—53.

315

6. Gschneidner K. A. a. o. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Beach Science Publishers, Inc., N. Y. 1962, p. 71—86.

0,3310  
1,6680

### Ce—Zn. Церий—цинк \*

Растворимость Ce в Zn при температуре 500° С составляет 0,0056% (ат.) [1]. Эта величина приблизительно согласуется с приведенным в работе [2] значением растворимости 0,0094% (по массе) [0,0044% (ат.)] Ce при 501° С. Таким образом, опубликованные ранее [3] данные о растворимости Ce в Zn [0,24% (по массе) при 423° С] ошибочны. В работе [2] установлено, что растворимость Ce в Zn в температурном интервале 500—750° С определяется из выражения  $\lg [\% \text{ (по массе) Ce}] = 7,534 - 7448/T^\circ \text{ К}$ . Температура плавления соединения CeZn, в соответствии с М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [3]), составляет 710° С.

В работе [3] изучены сплавы данной системы методом effusion balance. Отмечено восемь промежуточных фаз: CeZn<sub>11</sub>, Ce<sub>2</sub>Zn<sub>17</sub>, CeZn<sub>~7</sub>, CeZn<sub>3,8-6,2</sub>, CeZn<sub>2</sub>, CeZn, Ce<sub>2</sub>Zn и Ce<sub>4</sub>Zn. Соединение Ce<sub>2</sub>Zn<sub>17</sub> соответствует ранее идентифицированному CeZn<sub>9</sub> и аналогично соединениям Th<sub>2</sub>Zn<sub>17</sub> и U<sub>2</sub>Zn<sub>17</sub>, ранее обозначавшимся как ThZn<sub>9</sub> и UZn<sub>9</sub>. Соединение CeZn<sub>3,8-6,2</sub>, вероятно, представляет собой твердый раствор на основе соединения CeZn<sub>5</sub> и является аналогом соединения LaZn<sub>5</sub> со структурой типа CaCu<sub>5</sub>. Соединение CeZn<sub>2</sub> аналог LaZn<sub>2</sub>. Соединение CeZn появляется при концентрации CeZn<sub>1,1</sub>. Соединения Ce<sub>2</sub>Zn и Ce<sub>4</sub>Zn, обнаруженные ранее [см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [5]], также найдены в работе [3], хотя аналогов им в системе La—Zn нет. В работе [4] более точно измерен период кубической типа CsCl решетки соединения CeZn; он оказался равным 3,704 А. В работе [5] подтверждено, что соединение CeZn<sub>5</sub> имеет гексагональную решетку типа CaCu<sub>5</sub> с периодами:  $a = 5,42 \text{ А}$  и  $c = 4,17 \text{ А}$ .

- Chiotti P., Parry S. J. S. U. S. At. Energy Comm. IS—193, 1960, p. 78—85.
- Knighton J. B., по данным Nathaus M. W. U. S. At. Energy Comm. ANZ—5753, 1957; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Veleckis E. a. o. J. Phys. Chem., 1961, v. 2127—2131.
- Iandelli A. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit. Proc. Symp. 1959, v. 1, № 9, Paper 3F, 11 p.; Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
- Гладышевский Е. И. и др. Кристаллография, 1961, т. 6; с. 267—268.

0,1863  
1,8137

### Ce—Zr. Церий—цирконий

В твердом состоянии растворимость Ce в Zr и Zr в Ce очень мала и измерить ее не удалось; промежуточных фаз в системе не обнаружено [1].

- Daane A. H., Spedding F. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—530. см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,1851  
2,8149

### Sm—O. Кюрий—кислород

Два окисла Sm были идентифицированы в работе [1]. Sm<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученный термическим разложением черной окиси при 600° С и давлении 10<sup>-4</sup> мм рт. ст., имеет кубическую решетку,  $a = 11,00 \pm 0,002 \text{ А}$ . SmO<sub>2</sub>, полученный нагревом

окисла Sm<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до температуры 650° С в атмосфере кислорода с последующим медленным охлаждением, имеет кубическую решетку,  $a = 5,372 \pm 0,003 \text{ А}$ . В работе [2] сделано предположение, что система окислов Sm<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—SmO<sub>2</sub> не похожа на системы между аналогичными окислами других редкоземельных элементов; в последних наблюдается серия промежуточных упорядоченных фаз при низких температурах и большие области гомогенности — при высоких. В системе Sm—O радиационные повреждения, вызванные самопроизвольным распадом, могут задерживать образование промежуточных фаз.

- Asprey L. B. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1955, v. 77, p. 1707—1708.
- Roberts L. E. Y. Quart. Rev. (London), 1961, v. 15, p. 442—460.

0,0543  
1,0457

### Co—Cr. Кобальт—хром \*

Температуры  $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$  полиморфного превращения, приведенные в табл. 13 [1], несколько отличаются от наиболее вероятных значений, указанных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I).

ТАБЛИЦА 13. ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ Co—Cr [1]

Содержание Cr, % (ат.)	Температура, °С		
	$\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -превращения		магнитного превращения
	нагрев	охлаждение	
0	420	350	1125
2,3	550	480	1010
4,5	650	520	910
6,7	770	500	800

В работе [2] на основании данных термического анализа, дополненных микроструктурными наблюдениями, обнаружена серия промежуточных фаз, относящихся к ( $\epsilon$ -Co). Этими фазами являются Co<sub>3</sub>Cr (620° С), Co<sub>2</sub>Cr (640° С) и Co<sub>3</sub>Cr<sub>2</sub> (625° С); в скобках указаны максимальные температуры стабильности соединений. Указанные фазы участвуют в следующих эвтектидных реакциях: ( $\epsilon$ -Co)  $\rightleftharpoons$  (CrCo<sub>3</sub>) + (CrCo<sub>2</sub>), ( $\epsilon$ -Co)  $\rightleftharpoons$  (CrCo<sub>2</sub>) + (Cr<sub>2</sub>Co<sub>3</sub>) и ( $\epsilon$ -Co)  $\rightleftharpoons$  (Cr<sub>2</sub>Co<sub>3</sub>) +  $\sigma$ , все реакции происходят при ~610° С. Строгих доказательств существования рассматриваемых промежуточных фаз пока нет, поэтому перед включением их в фазовую диаграмму требуются дополнительные эксперименты.

В работе [2] подтверждено инвариантное превращение  $\alpha + \sigma \rightleftharpoons \epsilon$  при температуре 990° С, при этом состав  $\alpha$ -фазы ~38% (ат.) Cr. Инвариантная реакция  $\alpha + \delta \rightleftharpoons \sigma$  происходит при 1255° С [2].

В работе [3] утверждается, что Cr имеет пять аллотропических модификаций, с учетом этого построена диаграмма состояний. Однако высказанное предположение столь дискуссионно и так сильно отличается от данных других рассмотренных работ, что упомянутая диаграмма здесь не воспроизводится.

Изучение кристаллической структуры монокристаллов  $\sigma$ -фазы показало, что она имеет тетрагональную решетку с 30 атомами на элементарную ячейку;  $a = 8,77 \text{ А}$ ,  $c = 4,54 \text{ А}$  [4]; при этом наблюдается ограниченная упорядоченность. В работе [5] упорядоченность  $\sigma$ -фазы изучалась методом нейтрографии.

- Захаров Е. К., Лившиц Б. Г. Изв. вузов. Черная металлургия, 1960, № 1, с. 105—112.
- Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1616—1621.
- Григорьев А. Т., Соколовская Е. М. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 2642—2644.

4. Dickens G. J. Dissertation, Cambridge University; Abstr. Dissertations, Univ. Cambridge, 1954—1955 (published 1957), p. 244—245.  
 5. Kasper J. S., Waterstrat R. M. Acta Cryst., 1959, v. 9, p. 289—295.

Г, 9674  
0, 0326

### Со—Си. Кобальт—медь \*

В работе [1] изучены равновесия в системе с помощью термического анализа. Результаты, полученные в этой работе, хорошо согласуются с данными, приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. 1). Температура перитектической реакции  $1112^{\circ}\text{C}$ .

В работе [2] показано, что при переохлаждении сплавов Со—Си на 100 град появляется область несмешиваемости в жидком состоянии, симметричная относительно эквиатомного состава.

1. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 1064—1066.  
 2. Nakagawa Y. Acta Met., 1958, v. 6, p. 704—711.

Г, 5594  
0, 4406

### Со—Dy. Кобальт—диспрозий

Соединение  $\text{DyCo}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$  [1—3];  $a = 4,926 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,988 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1] или  $a = 4,933 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,989 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [3]. Решетка соединения  $\text{DyCo}_2$  г. ц. к. типа  $\text{MgCu}_2$  [2—4],  $a = 7,190 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [3] или  $a = 7,187 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [4]. В дополнение к указанным соединениям в работе [5] наблюдали фазы  $\text{Dy}_3\text{Co}$ ,  $\text{DyCo}_3$ ,  $\text{DyCo}_4$  и, возможно,  $\text{DyCo}_6$ .

1. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.  
 2. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.  
 3. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.  
 4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 18, p. 866—868.  
 5. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. Лундин К. Е. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.

Г, 5472  
0, 4528

### Со—Er. Кобальт—эрбий

Диаграмма (рис. 145) построена для интервала концентраций 0—20% (ат.) Er по данным работ [1] и для интервала 50—100% (ат.) Er [2]. Методами исследований в указанных работах были металлографический, рентгеноструктурный и термический анализы. Обе части диаграммы следует считать ориентировочными.

В работе [1] в Со-углу диаграммы металлографическим анализом обнаружено соединение  $\text{Er}_2\text{Co}_{17}$ , кристаллическая структура которого идентифицирована изоструктурной с моноклинной решеткой соединения  $\text{Th}_2\text{Co}_{17}$ . Рентгеноструктурным анализом идентифицированы соединения  $\text{ErCo}_5$  и  $\text{ErCo}_4$ ; их решетки изоструктурны с решетками соответствующих соединений системы Gd—Со. Твердый раствор на основе Со и соединения  $\text{Er}_2\text{Co}_{17}$  образуют эвтектическую смесь при температуре  $1320^{\circ}\text{C}$ ; концентрация эвтектической точки 8,1% (ат.) [20% (по массе)] Er. Растворимость Er в твердом Со значительно меньше 0,17% (ат.) [0,5% (по массе)] как при комнатной, так и при повышенных температурах. Температура  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения Со снижается с 405 до  $400^{\circ}\text{C}$ .

Соединение  $\text{ErCo}$  образуется скорее всего по перитектической реакции. Это ориентировочно установлено в работе [2] по данным металлографического и

термического анализом. Температура перитектической реакции  $\sim 940^{\circ}\text{C}$ . Соединение  $\text{Er}_3\text{Co}$  образуется по перитектической реакции при температуре  $900^{\circ}\text{C}$ . При  $800^{\circ}\text{C}$  появляется эвтектическая смесь ( $\text{ErCo} + \text{Er}_3\text{Co}$ ); концентрация эвтектической точки 63,3% (ат.) [83% (по массе)] Er. Растворимость Со в Er  $\leq 2,8\%$  (ат.) [1,0% (по массе)].

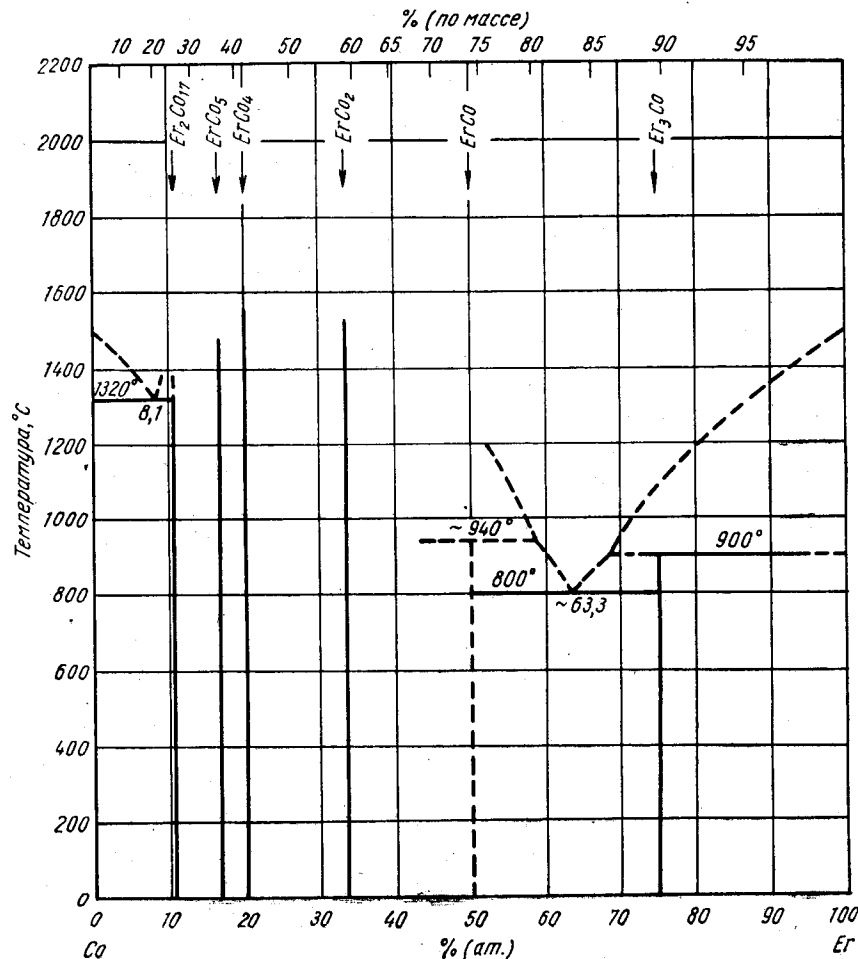


Рис. 145. Со—Er

Кроме соединений, обнаруженных в работах [1, 2], установлено [3] соединение  $\text{ErCo}_2$ . Решетка  $\text{ErCo}_2$  г. ц. к., типа  $\text{MgCu}_2$ ,  $a = 7,144 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3]. Соединение  $\text{ErCo}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$  [4, 5];  $a = 4,885 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,002 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [4];  $a = 4,960 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,981 \text{ \AA}$  [5]. По данным работы [2], решетка соединения  $\text{Er}_3\text{Co}$  «весьма сложная», так как на рентгенограммах наблюдалось много линий слабой интенсивности.



1. Love B. WADD Tech. Rept. 61—123, 1961, 179 p.; особенно р. 44—47, 103—105, 142—146.
2. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226 pp.; особенно р. 47—50, 116—117, 197—201.
3. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
4. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
5. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

0,0234  
1,9766

### Co—Fe. Кобальт—железо \*

Равновесия в системе ниже температуры 750° С в интервале концентраций 25—80% (ат.) Fe изучены в работе [1] методом электросопротивления. Диаграмма, построенная по данным этой работы (рис. 146), указывает на существо-

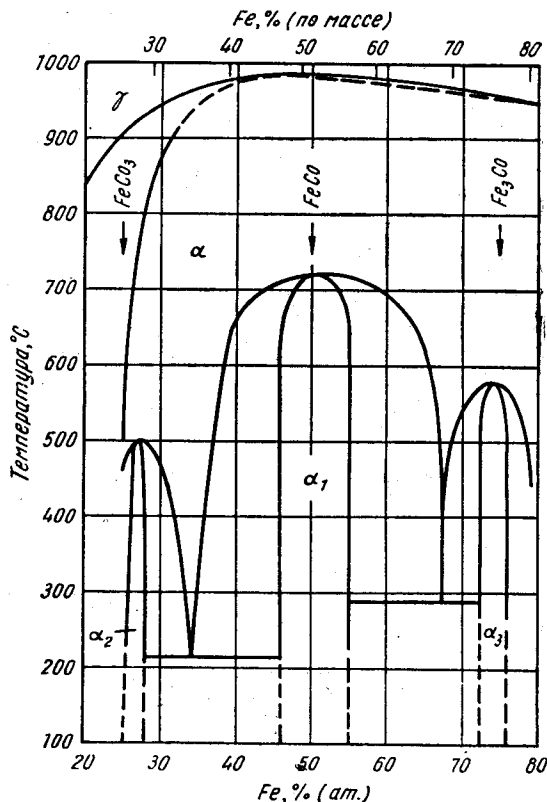


Рис. 146. Co—Fe

вание трех фаз, образующихся из твердого раствора  $\alpha$  ( $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$  и  $\alpha_3$ ). Положение максимума области для FeCo хорошо совпадает с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 273). Металлографический анализ, приведенный в работе [1], не подтвердил предложенного строения диаграммы (см. рис. 146) — лишь в трех случаях микроструктурно наблюдали двухфазные области. Результаты дилатометрического анализа [2] не совпадают с данными

320

работы [1] — для сплавов, содержащих 25, 35 и 50% Co (не указано, в каких процентах дается содержание Co), эффекты на дилатограммах наблюдали при 520° С и, кроме того, при 670° С для сплава с 35% Co и при 730° С для сплава с 50% Co; при этом утверждается [2], что некоторые процессы, приводящие к эффектам, не связаны с упорядочением. При измерении электросопротивления [3], удельной теплоемкости, твердости [4], магнитных свойств [5] и т. э. д. с. [6] в зависимости от температуры оказалось, что свойства скачкообразно снижаются при 550 и 730° С для FeCo. Для окончательного установления равновесий в системе необходимы дополнительные эксперименты. Предварительные данные свидетельствуют о несомненно более сложном строении диаграммы, чем область «упорядочения», показанная на диаграмме М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 237). В то же время в работе [7] на основании нейтронографического анализа сделан вывод, что превращение «упорядочение — разупорядочение» для FeCo заключается во вторичном упорядочении.

1. Витинг Л. М. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 845—851.
2. Кадыкова Г. Н., Селицкий Я. П. Труды ЦНИИЧМ, 1960, вып. 23, с. 219—223.
3. Йокояма Т. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 644—647.
4. Йокояма Т. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 647—650.
5. Йокояма Т. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 700—704.
6. Йокояма Т. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1957, v. 21, p. 321—324.
7. Лященко Б. Г. и др. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 553—559.

1,9270  
0,0730

### Co—Ga.

#### Кобальт—галлий \*

Равновесия в системе были изучены в интервале концентраций 20—80% (ат.) Ga с использованием термического и металлографического анализов [1]. Сплавы плавил в кварцевых ампулах. Результаты работы [1] вместе с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]), позволили построить полную диаграмму состояний Co—Ga (рис. 147).

В системе образуются два соединения, оба по перитектическим реакциям, одно при  $1207 \pm 10^\circ \text{C}$ , другое — при  $838 \pm 10^\circ \text{C}$ , и твердые растворы соответственно на основе соединений CoGa и CoGa<sub>2</sub>. С увеличением содержания Ga период решетки твердого раствора на основе соединения CoGa вначале несколько возрастает от 2,871 Å [34,5% (ат.) Ga] до максимального значения 2,880 Å [50% (ат.) Ga], а затем уменьшается до 2,848 Å [58% (ат.) Ga] [1]. Указанная аномалия в изменении периода твердого раствора связана с накоплением вакансий в кристаллической структуре CoGa.

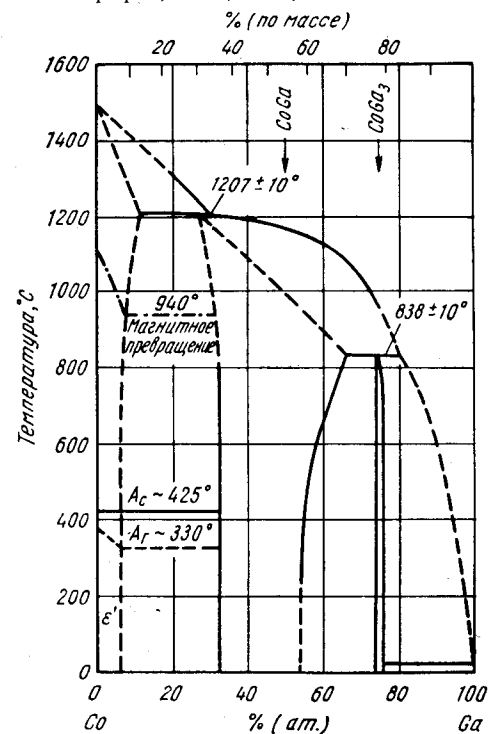


Рис. 147. Co—Ga

Соединение  $\text{CoGa}_3$ , имеющее узкую область гомогенности, по данным рентгеноструктурного анализа (с использованием метода порошка и монокристалльных образцов), имеет тетрагональную решетку, относящуюся к структурной группе  $P4n2$ ; периоды этой решетки:  $a = 6,26 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,48 \text{ \AA}$  [1, 2].

1. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 534—540.
2. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd 45, S. 360—361.

1,5737  
0,4263

### Co—Gd. Кобальт—гадолиний

Система изучена в интервале концентраций 0—100% Gd с использованием термического, рентгеноструктурного и металлографического анализов [1]. В системе имеются семь промежуточных соединений и два эвтектических превра-

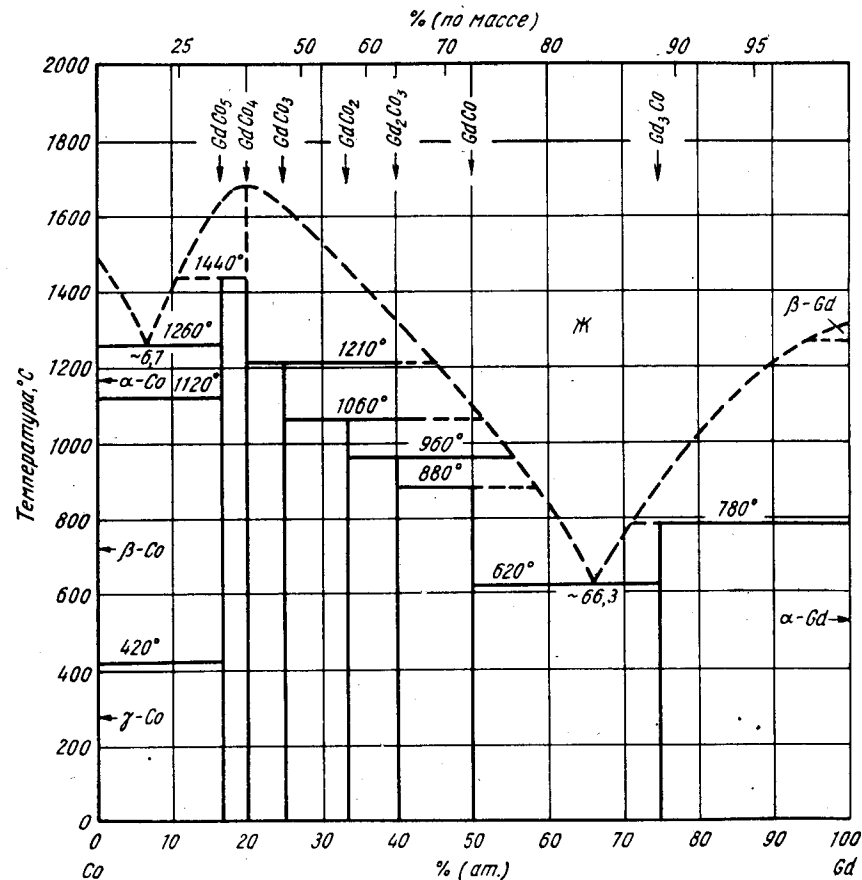


Рис. 148. Co—Gd

щения: одно при температуре  $1260^\circ \text{C}$ , концентрация эвтектической точки  $\sim 6,7\%$  (ат.) [16% (по массе)] Gd, другое при температуре  $620^\circ \text{C}$ , концентра-

ция эвтектической точки  $\sim 66,3\%$  (ат.) [84% (по массе)] Gd (рис. 148). В работе [1] указывается на существование трех (!) аллотропических превращений в Co и не обнаружено высокотемпературного полиморфного превращения в Gd. По данным термического анализа [2], наблюдается превращение в соединении  $\text{GdCo}_2$  при  $640^\circ \text{C}$ .

**Кристаллическая структура.** Соединение  $\text{GdCo}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 4,97 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,97 \text{ \AA}$  [1];  $a = 4,978 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,973 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [3];  $a = 4,974 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,973 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [4];  $a = 4,93 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,97 \text{ \AA}$  [5];  $a = 4,984 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,967 \text{ \AA}$  [6];  $a = 4,98 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,00 \text{ \AA}$  [7].

Решетка соединения  $\text{GdCo}_4$  гексагональная;  $a = 5,47 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,02 \text{ \AA}$ ; соединения  $\text{GdCo}_3$  ромбоэдрическая;  $a = 4,80 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 41^\circ 31'$  [1]. Соединение  $\text{GdCo}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$ ,  $a = 7,3 \text{ \AA}$  [1].  $a = 7,255 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2],  $a = 7,258 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [3],  $a = 7,23 \text{ \AA}$  [5],  $a = 7,27 \text{ \AA}$  [7].

1. Novy V. F. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 558—590.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
3. Baenziger M. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
4. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
5. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
6. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500; Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 84.
7. Hubbard W. M. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 368s, 369s.

1,9095  
0,0905

### Co—Ge. Кобальт—германий \*

Максимальная растворимость Co в Ge, по данным работ [1, 2], составляет  $\sim 2 \cdot 10^{15}$  атомов на  $1 \text{ см}^3$  [ $4,6 \cdot 10^{-6}\%$  (ат.)]; коэффициент распределения  $\sim 10^{-6}$  [1—3]. По данным работы [4], в температурном интервале  $700\text{—}850^\circ \text{C}$  растворимость составляет  $10^{-6}\text{—}10^{-7}\%$  (ат.) Co.

Тип кристаллической структуры соединения  $\text{CoGe}_2$ , указанный М. Хансенем и К. Андерко (см. т. I [6]), подтвержден новыми работами; структура остается упорядоченной при охлаждении [5].

Соединение, существующее между CoGe и  $\text{CoGe}_2$  ( $\text{Co}_5\text{Ge}_8$  по М. Хансену и К. Андерко, т. I [2]) идентифицировано как  $\text{Co}_5\text{Ge}_8$ , до температуры  $700^\circ \text{C}$  область гомогенности этого соединения лежит в концентрационном интервале 57—50% (ат.) [6]. Кристаллическая структура соединения о. ц. тетрагональная;  $a = 7,61_1 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,81_4 \text{ \AA}$  [6]. В последующей работе того же автора [7] соединению дана формула  $\text{Co}_5\text{Ge}_7$ , а решетка его определена о. ц. тетрагональной, относящейся к структурной группе  $14mm$ .

Решетка соединения CoGe, по данным рентгеноструктурного анализа (с использованием метода порошка и вращающегося кристалла), является моноклинной базоцентрированной, изоструктурной с  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ ;  $a = 11,64_8 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,80_7 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,94_5 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 101,10^\circ$  [6].

1. Trumbore F. A. Bell System Techn. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
2. Tyler W. W. a. o. Phys. Rev., 1954, v. 96, p. 874; см. [1].
3. Burton J. A. a. o. J. Chem. Phys., 1953, v. 21, p. 1991; см. [1].
4. Wei L. Y. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 18, p. 162—174.
5. Hellner E. Z. Krist., 1956, Bd 107, S. 99—123.
6. Bhan S., Schubert K. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 327—339.
7. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 512.

**Co—H. Кобальт—водород \***

Растворимость H в Co при температуре 1600° C и давлении 1 ат определена равной 23,2 см<sup>3</sup> в 100 г Co [0,12% (ат.) или 2,09·10<sup>-3</sup>% (по массе) H] [1].

1. Busch T., Dodd R. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 488—490.

**Co—Hf. Кобальт—гафний \***

В работе [1] предложена ориентировочная диаграмма (рис. 149), деталей исследования не приведено, сообщается, что работа будет продолжена. В системе существуют четыре соединения. Соединение Hf<sub>2</sub>Co имеет г. ц. к. решетку типа Ti<sub>2</sub>Ni,  $a = 12,1036 \pm 0,0004$  А [2]. Решетка соединения CoHf кубическая

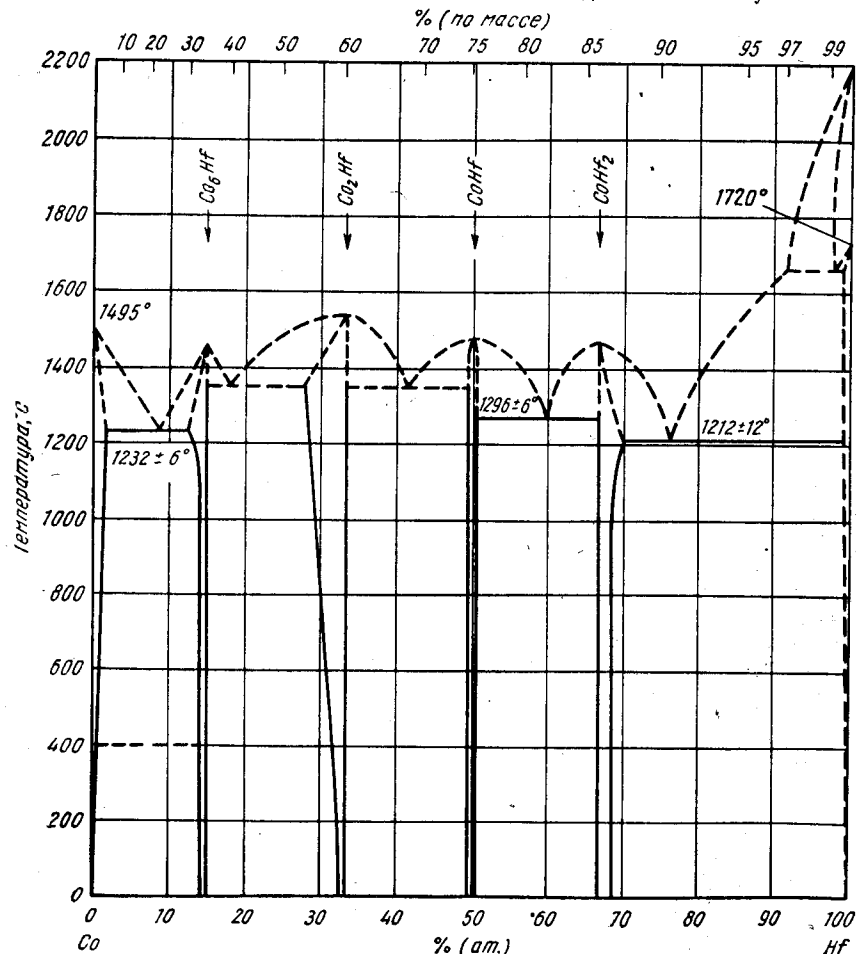


Рис. 149. Co—Hf

типа CsCl,  $a = 3,165$  А [3]. Г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub> имеет соединение Co<sub>2</sub>Hf; период решетки  $a = 6,918$  А [4],  $a = 6,912$  А [5]. Четвертая промежуточная фаза, определенная примерно как Co<sub>8</sub>Hf, находится в области концентраций 12—15% (ат.) Hf при 1225° C, но при более низких температурах, очевидно, имеет область гомогенности значительно уже. Рентгенограмма этого соединения имеет очень много линий и не расшифрована [1].

1. D w i g h t A. E., N e v i t t M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099. 1959, p. 76—92; The Metallurgy of Hafnium, eds. Thomas D. E. and Hayes E. T. U. S., Atomic Energy Commission, 1960, p. 193—194.
2. N e v i t t M. V., S c h w a r t z L. H. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 700—703; Nevitt M. V. a. o. Trans. AIME, 1960, p. 1019—1023.
3. D w i g h t A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.
4. D w i g h t A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
5. E l l i o t t R. P. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 321—329.

**Co—Ho. Кобальт—гольмий**

Соединение HoCo<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub> [1, 2],  $a = 7,168 \pm 0,005$  А [2]. Решетка соединения HoCo<sub>5</sub> гексагональная типа CaCu<sub>5</sub> [1, 3];  $a = 4,910 \pm 0,005$  А,  $c = 3,996 \pm 0,005$  А [3].

1. N a s s a u K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. W e r n i c k J. H., G e l l e r S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
3. H a r z k o S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 763.

**Co—In. Кобальт—индий \***

При микроструктурном изучении восьми сплавов в работе [1] установлена форма диаграммы, схематически показанная на рис. 150. Обнаружено три соединения: Co<sub>3</sub>In<sub>2</sub>, плавящееся конгруэнтно, CoIn и CoIn<sub>2</sub>, образующиеся по перитектическим реакциям. Co и соединение Co<sub>3</sub>In<sub>2</sub> образуют эвтектику. Все три соединения имеют сложные кристаллические решетки. При добавлении In кубическая решетка Co стабилизируется до комнатной температуры. Отсутствие изменения периода решетки In свидетельствует об отсутствии растворимости Co в In.

1. Х л а п о в а А. Н. Химия редких элементов. Изд-во АН СССР, 1954, т. 1, с. 115—120.

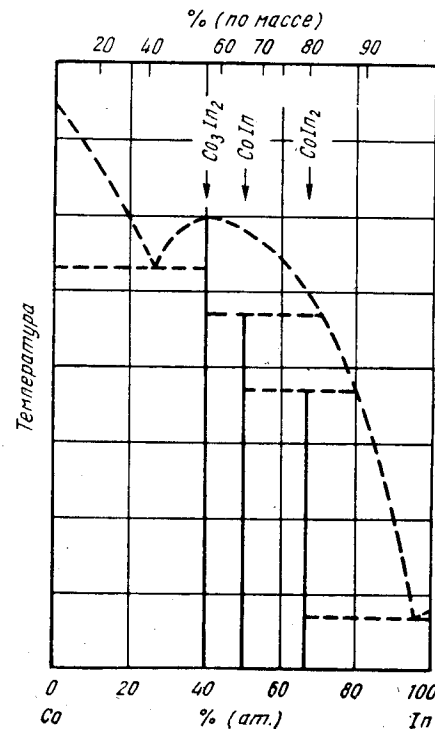


Рис. 150. Co—In

1,6277  
0,3723

### Co—La. Кобальт—лантан

Соединение  $\text{LaCo}_3$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 5,108 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,976 \text{ \AA}$  [1]. Изучение монокристаллов показало, что решетка соединения  $\text{LaCo}_3$  ромбическая типа  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $a = 7,279 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,088 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,578 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. В работе [3] приготовили сплавы, отвечающие стехиометрическим составам соединений  $\text{LaCo}_5$  и  $\text{LaCo}_2$ , однако обнаружить эти соединения в указанных сплавах не удалось.

1. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
2. Cromer D. T., Larson A. C. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 1226—1228.
3. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.

0,3844  
1,6156

### Co—Mg. Кобальт—магний \*

Соединение  $\text{Co}_2\text{Mg}$  имеет гексагональную решетку, изоструктурную с  $\text{Mg}_2\text{Zn}$ ;  $a = 4,86 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,92 \text{ \AA}$  [1].

1. Stadelmaier H. H., Yun T. S. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 477—480.

0,0306  
1,9694

### Co—Mn. Кобальт—марганец \*

Равновесия в системе в интервале концентраций 50—100% (ат.) Mn были вновь тщательно изучены в работе [1] с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из спектрально чистого Co и высокочистого электролитического

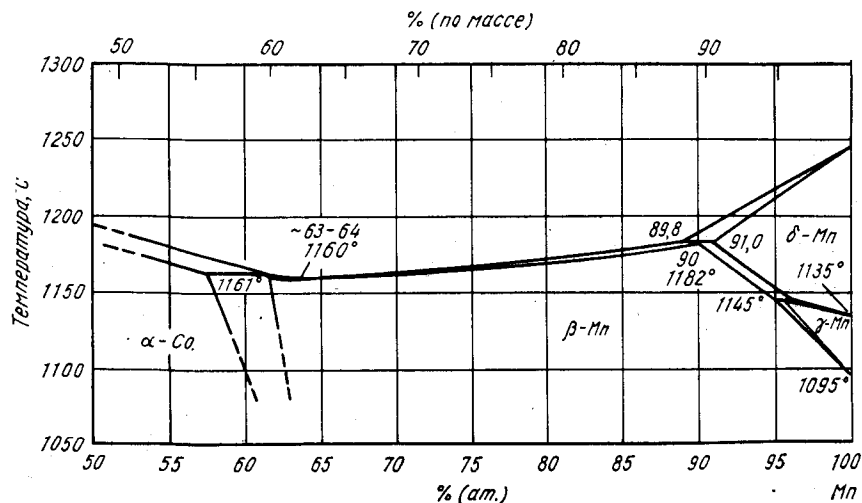


Рис. 151. Co—Mn

Mn. Построенная по данным работы [1] диаграмма (рис. 151) значительно отличается от приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I), хотя кривая ликвидуса заметно не изменилась. При температуре  $1182^\circ \text{C}$  протекает перитектическая

реакция  $\text{Ж} [89,8\% (\text{ат.}) \text{Mn}] + \delta\text{-Mn} [91,0\% (\text{ат.}) \text{Mn}] \rightleftharpoons \beta\text{-Mn} [90\% (\text{ат.}) \text{Mn}]$ . В отличие от ранее приведенной диаграммы  $\gamma\text{-Mn}$  не образует с  $\alpha\text{-Co}$  широкого ряда твердых растворов, а претерпевает при  $1145^\circ \text{C}$  перитектоидное превращение:  $(\beta\text{-Mn}) + (\delta\text{-Mn}) \rightleftharpoons (\gamma\text{-Mn})$ . Составы фаз, принимающих участие в этом превращении, лежат в интервале концентраций 95—96% (ат.) Mn. Минимум кривой ликвидуса относится к 63—64% (ат.) Mn и составляет  $1160^\circ \text{C}$ ; при  $1161^\circ \text{C}$  происходит перитектическая реакция  $(\alpha\text{-Co}) + \text{Ж} \rightleftharpoons (\beta\text{-Mn})$ . Нерастворимость  $(\alpha\text{-Co})$  и  $(\beta\text{-Mn})$  подтверждена металлографическим анализом [1].

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc., London, 1957, v. A249, p. 417—459.

1,7884  
0,2116

### Co—Mo. Кобальт—молибден \*

В работе [1] после отжига сплавов Co с 8 и 10% Mo (вероятно, по массе) при температуре  $700^\circ \text{C}$  обнаружена низкотемпературная модификация Co (обозначенная  $\epsilon$  у М. Хансена и К. Андерко, т. I) в равновесии с соединением  $\text{MoCo}_3$ ; это вынуждает сдвинуть границу  $(\epsilon\text{-Co}) / [(\epsilon\text{-Co}) + \text{MoCo}_3]$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 280) к более высоким концентрациям Co. Периоды гексагональной решетки соединения  $\text{MoCo}_3$ :  $a = 5,130 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,128 \pm 0,003 \text{ \AA}$ .

1. Bibring H., Graf R. Compt. Rend., 1961, v. 252, p. 4160—4162.

0,6240  
1,3760

### Co—N. Кобальт—азот \*

В работе [1] не обнаружено растворимости N в жидком Co при температуре  $1600^\circ \text{C}$ . При электронографическом изучении нитридов Co в тонких пленках обнаружены нитриды  $\text{Co}_x\text{N}$  и  $\text{Co}_4\text{N}$  в дополнение к  $\text{Co}_3\text{N}$ .

1. Busch T., Dodd R. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 488—490.
2. Terao N. Mem. Sci. Rev. Met., 1960, v. 57, p. 96—100.

0,4087  
1,5913

### Co—Na. Кобальт—натрий \*

По излучению насыщенного Co жидкого Na растворимость Co в Na определена равной  $3,9 \cdot 10^{-5}\%$  (ат.) [ $1 \cdot 10^{-4}$  (по массе)];  $8 \cdot 10^{-7}$  [ $2,1 \cdot 10^{-6}$ ] и  $1,1 \cdot 10^{-6}$  [ $2,8 \cdot 10^{-6}$ ] соответственно при температурах 525, 425 и  $365^\circ \text{C}$  [1]. Величина растворимости, определенная в работе [1] при температуре  $425^\circ \text{C}$ , вызывает сомнения. Две другие величины находятся в хорошем соответствии с аналогичными измерениями, сделанными в системе Na—K [2].

1. Grand J. A. a. o. J. Phys. Chem., 1959, v. 62, p. 1192—1194.
2. Smales A. A. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 273; см. [1].

1,8024  
0,1976

### Co—Nb. Кобальт—ниобий \*

Стехиометрический состав и кристаллическая структура промежуточных фаз в данной системе установлены пока недостаточно надежно. При изучении образцов, отожженных при  $1175$  и  $1000^\circ \text{C}$  [1], сделан вывод о существовании обеих

фаз:  $NbCo_3$  и  $NbCo_2$ , образующихся в узком интервале концентраций около 25% (ат.) Nb; для последней фазы интервал концентраций более 27,3—32,6% (ат.) Nb. Согласно [1],  $NbCo_3$  имеет гексагональную решетку типа  $MgNi_2$ ;  $a = 4,740 \text{ \AA}$ ,  $c = 15,45 \text{ \AA}$ ; решетка  $NbCo_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$ , период меняется при увеличении содержания Nb от 6,713 до 6,770  $\text{\AA}$ . При 1175° С  $NbCo_3$  находится в равновесии с Co; однако при 1000° С в интервале концентраций 0—25% (ат.) Nb существуют одна или две другие промежуточные фазы.

По данным локального рентгеноспектрального анализа простых диффузионных пар, отожженных при 1100° С, в работе [2] найдены  $Nb_3Co_2$  и  $NbCo_4$ , однако поскольку данные методы пока только начинают применяться, следует предпочесть результаты, полученные более традиционными способами. Возможно, что  $NbCo_4$  является одной из «других» фаз, наблюдавшихся в работе [1]. В работе [3] указано, что решетка фазы эквиатного состава либо о. ц. к., либо типа CsCl.

1. Saito S., Beck P. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 670—674.
2. Seebold R. E., Birks L. S. J. Nucl. Mater., 1961, v. 3, p. 261—266.
3. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

Г, 6111  
0,3889

### Co—Nd. Кобальт—неодим

Соединение  $NdCo_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$ ,  $a = 7,300 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1]. Решетка соединения  $NdCo_5$  гексагональная типа  $CaCu_5$ ;  $a = 5,026 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,975 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2];  $a = 5,031 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,977 \text{ \AA}$  [3].

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.
2. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, p. 662—665.
3. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500; Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.

0,0018  
Г, 9982

### Co—Ni. Кобальт—никель \*

Превращение  $\alpha \rightleftharpoons \beta'$  в Co изучено в работе [1] методом высокотемпературной металлографии при использовании замедленной киносъемки и в работе [2] с помощью оптической и электронной микроскопии.

Периоды решеток сплавов, содержащих 50—100% (ат.) Ni, определены в работе [3]; для приготовления сплавов использовали в качестве шихтовых материалов Ni чистотой 99,99% и 99,9%-ный Co. В работе [4] определены периоды решетки сплава Co с 89,6% (ат.) Ni в температурном интервале 20—500° С.

1. Bibring H. e. o. Rev. Met. (Paris), 1959, v. 56, p. 279—287.
2. Takeuchi S., Honma T. Sci. Rept. Res. Inst. Tohoku Univ., 1957, v. A9, p. 492—507, 508—519.
3. Pearson W. B., Thompson L. T. Can. J. Phys., 1957, v. 35, p. 349—357.
4. Ровинский Б. М. и др. ФММ, 1959, т. 7, с. 79—90.

0,5663  
Г, 4337

### Co—O. Кобальт—кислород \*

Растворимость O в жидком Co определена равной 0,19; 0,24 и 0,28% (скорее всего по массе) соответственно при температурах 1550, 1600 и 1650° С [1].

В работе [2] восстановлением карбоната или нитрата были получены соединения  $CoO$  и  $Co_3O_4$ . Соединения имеют области гомогенности: 50,0—51,7% (ат.) O

для  $CoO$  и 56,7—58,5% (ат.) O для  $Co_3O_4$ . При нагреве происходит разложение окислов  $Co_3O_4$  при 900° С с образованием  $CoO_{1,07}$  [51,7% (ат.) O]. Выше 1000° С существует только  $CoO$ .

$CoO$  при избыточном давлении  $O_2$  не может окисляться более чем до состава  $Co_3O_4$  [3].

1. Аверин В. В. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 8, с. 120—122.
2. Роде Е. Я. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 1430—1439.
3. Holtermann C. V. Ann. Chim. (Paris), 1940, v. 14, p. 121—206.

0,2794  
Г, 7206

### Co—P. Кобальт—фосфор \*

Соединение  $Co_2P$  имеет широкую область гомогенности при высоких температурах; граница этой области со стороны P соответствует при 1000° С ~34% (ат.) P [1].

Анализ монокристаллов [1] показал, что соединение  $Co_2P$  имеет ромбическую решетку со структурой типа C23; ее периоды:  $a = 5,646 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,513 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,608 \text{ \AA}$  [1, 2], что хорошо совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]). В работах [1, 2] подтверждается, что при снижении содержания Co элементарная ячейка соединения  $Co_2P$  уменьшается.

Решетка соединения  $CoP$  ромбическая со структурой типа B31 ( $MnP$ ),  $a = 5,077 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,281 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,587 \text{ \AA}$  [3].

1. Rundqvist A. Acta Chim. Scand., 1960, v. 14, p. 1961—1979.
2. Rundqvist S., Ellinek F. Acta Chim. Scand., 1959, v. 13, p. 425—432.
3. Rundqvist S. Acta Chim. Scand., 1962, v. 16, p. 287—292.

Г, 4540  
0,5460

### Co—Pb. Кобальт—свинец \*

Растворимость Co в жидком Pb определена в работе [1] методом отбора жидких проб. Результаты этих определений приведены на рис. 152. Хотя авторы работы не сообщают о чистоте использованных металлов, есть основания полагать, что Co и Pb были весьма чистыми. Данные о растворимости (рис. 152) предпочтительнее опубликованных ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [7]). Твердой фазой, находившейся в равновесии с расплавленным Pb, очевидно, был твердый раствор на основе Co.

1. Stevenson D. A., Wulf J. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 271—275.

Г, 7422  
0,2578

### Co—Pd. Кобальт—палладий \*

Измерения магнитных свойств твердых растворов Co в Pd показали, что растворы, разбавленные до 0,1% (ат.) Co, ферромагнитны [1]. Точка Кюри сплава  $Pd_{100}Co_{0,1}$  (ат.) Co составляет 7° К, а зависимость точки Кюри для сплава

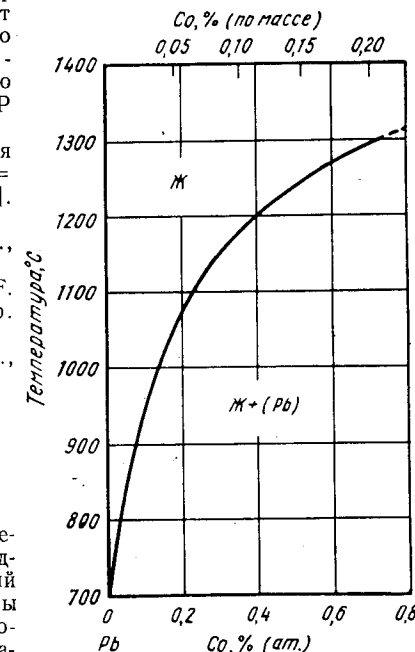


Рис. 152. Co—Pb

вов Pd—Co от содержания Pd продолжает кривую, приведенную М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]), за 90% Pd.

Зависимость периода решетчатой структуры от состава представляет собой выпуклую кривую, что дает основание предполагать вогнутый характер кривой солидуса.

1. Bozorth R. M. a. o. Phys. Rev., 1961, v. 122, p. 1157—1160.

1,6215  
0,3785

### Co—Pr. Кобальт—празеодим

Соединение  $\text{PrCo}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 5,01 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,99 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [1];  $a = 5,027 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,988 \text{ \AA}$  [2]. Решетка соединения  $\text{PrCo}_2$  г. ц. к. типа  $\text{MgCu}_2$ ,  $a = 7,312 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3].

1. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
2. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500; Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
3. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

1,3866  
0,6134

### Co—Pu. Кобальт—плутоний \*

Диаграмма состояний для данной системы построена независимо друг от друга в работах [1, 2]. Данные этих работ хорошо совпадают как в отношении промежуточных фаз, так и типов невариантных превращений. В работе [1] использовались термический, металлографический, рентгеноструктурный и дилатометрический анализы, деталей экспериментов в работе [2] не приведено. Диаграмма, приведенная на рис. 153, основана на результатах работы [1]. В работе [2] не приведены данные о равновесии при температурах выше  $800^\circ \text{C}$ . Согласно этой работе, температура перитектической реакции  $619^\circ \text{C}$ , а не  $605^\circ \text{C}$ . Концентрация эвтектической точки при превращении  $\text{Ж} \rightleftharpoons \text{Pu}_3\text{Co} + (\delta\text{-Pu})$  соответствует либо 87, либо 88% (ат.) Pu [1]. Тщательный рентгеноструктурный анализ образования соединения  $\text{Pu}_6\text{Co}$  показал, что происходит это скорее всего по перитектоидной реакции при  $\sim 395^\circ \text{C}$  [1], а не по перитектической [3].

Соединения  $\text{Pu}_3\text{Co}$  и  $\text{Pu}_2\text{Co}$  существуют в небольших интервалах концентраций. Соединение  $\text{Pu}_3\text{Co}$  наблюдается при содержании Co, несколько более высоком по отношению к стехиометрическому. На одном образце при микроструктурном исследовании было обнаружено, что область его гомогенности простирается до 76% (ат.) Pu при температуре  $375^\circ \text{C}$  [1].

Часть диаграммы, показанная в правом верхнем углу рис. 153, построена по данным работы [4] и иллюстрирует равновесия между фазами  $\delta$ ,  $\delta'$  и  $\epsilon$ . Приведенные здесь температуры хорошо совпадают с данными работы [1].

**Кристаллическая структура.** В работе [1] подтверждено, что соединение  $\text{Pu}_6\text{Co}$  имеет о. ц. тетрагональную решетку (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]); ее периоды  $a = 10,475 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,340 \pm 0,005 \text{ \AA}$ . Решетка соединения  $\text{Pu}_3\text{Co}$  ромбическая;  $a = 3,470 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,939 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,169 \text{ \AA}$  [5];  $a = 3,501 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $b = 11,03 \pm 0,03 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,23 \pm 0,015 \text{ \AA}$  (раствор, богатый Pu) и  $a = 3,477 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,99 \pm 0,03 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,20 \pm 0,015 \text{ \AA}$  (раствор, богатый Co) [1]. Гексагональная решетка у соединения  $\text{Pu}_2\text{Co}$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]) была также подтверждена данными работы [1]; ее периоды  $a = 7,803 \pm 0,008 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,606 \pm 0,005 \text{ \AA}$  (богатый Pu) и  $a = 7,732 \pm 0,008 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,654 \pm 0,005 \text{ \AA}$  (богатый Co) [1]. Подтверждена г. ц. к. решетка типа  $\text{MgCu}_2$  у соединения  $\text{PuCo}_2$  [1, 6];  $a = 7,075 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [6];  $a = (7,095 \pm 7,023) \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1]. Решетка соединения  $\text{PuCo}_3$  ромбоэдрическая;  $a = 8,635 \pm 0,010 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 33^\circ 40' \pm 4'$  (эквивалентная гексагональная ячейка имеет размеры:  $a = 5,003 \pm 0,007 \text{ \AA}$ ,  $c = 24,42 \pm 0,06 \text{ \AA}$ ); эта кристаллическая структура аналогична структуре  $\text{PuNi}_3$  [1]. Анализ линий рентгенограмм показал, что решетку  $\text{PuCo}_3$  с достаточным приближением можно считать ромбической с периодами  $a = 14,13 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,93 \text{ \AA}$ ,  $c = 9,93 \text{ \AA}$  [1]. Авторы работы [1] соглашаются с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]).

330

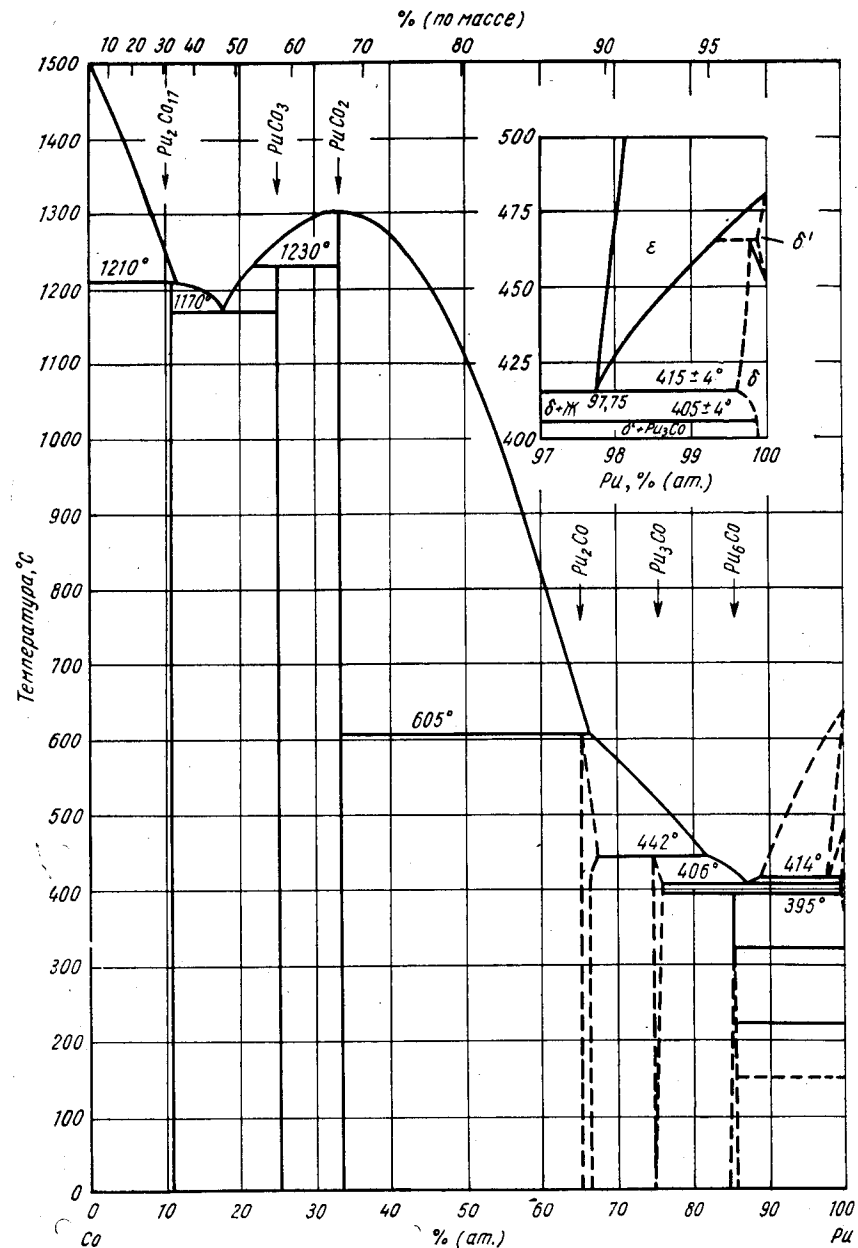


Рис. 153. Co—Pu

для соединения  $Pu_2Co_7$ ; его решетка гексагональная с периодами:  $a = 8,327 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,107 \pm 0,005 \text{ \AA}$ .

1. Poole D. M. a. o. Plutonium, 1960, eds. Crison E. a. o., Cleaver-Hume Press Ltd., London, 1961, p. 267—280.
2. Schonfeld F. W. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 240—254.
3. Poole D. M. Cm. Critchley J. K. At. Energy Res. Estab. (Gt. Brit.), Rept. AERE—M488, 1959.
4. Elliott R. O., Larson A. C. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 265—280.
5. Schonfeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.
6. Runnalls O. J. C. Can. J. Chem., 1956, v. 34, p. 133—145.

Г, 5002  
0, 4998

### Co—Re. Кобальт—рений \*

Температуры солидуса семи сплавов, расположенных во всем интервале концентраций, были определены в работе [1]. В этой работе ошибочно указана растворимость между Re (г. к.) и высокотемпературной аллотропической моди-

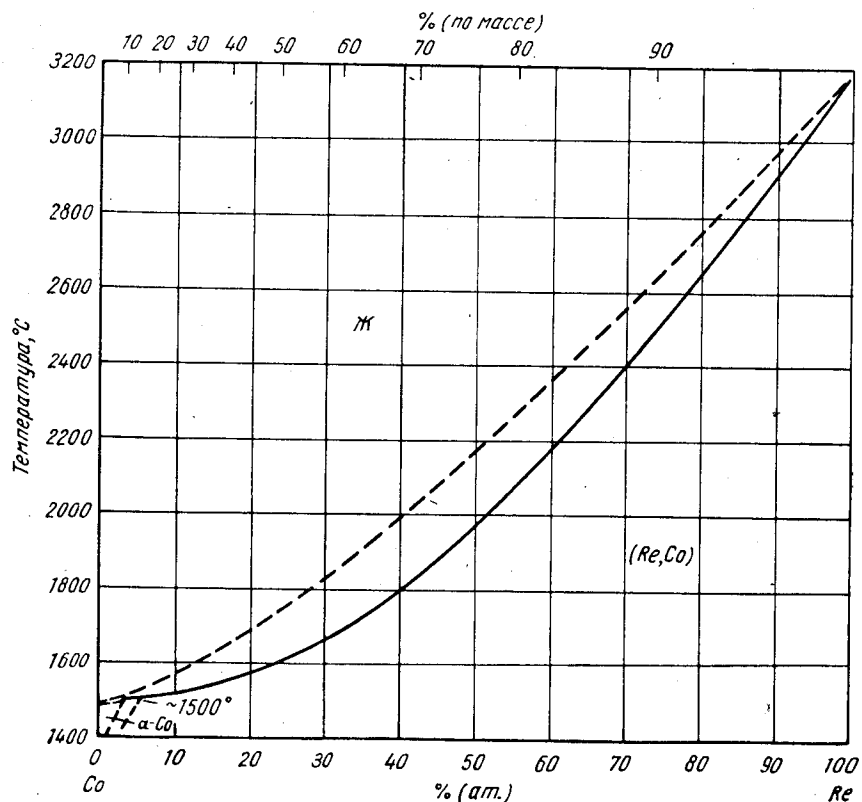


Рис. 154. Co—Re

фикацией Co (г. ц. к. решетка). Диаграмма, приведенная на рис. 154, представляет собой данные работы [1];  $\alpha$ -Co образуется по перитектической реакции, как это было предсказано М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]). Плоский характер кривой солидуса, установленный в работе [1] в Co-углу диаграммы, подтверждает такого рода интерпретацию характера невариантного равновесия.

1. Савицкий Е. М., Тылкина М. А. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 820—837.

0, 2644  
Г, 7356

### Co—S. Кобальт—сера \*

Часть системы в интервале концентраций 35—54% (ат.) S была изучена вновь в работе [1] методами термического и рентгеноструктурного анализов, а также измерением электросопротивления при температурах  $>700^\circ \text{C}$ . Температуры невариантных реакций, определенные в этой работе, несколько отличаются от приведенных ранее:

	°C
Температура плавления (CoS) . . . . .	1178
$\text{Ж} + (\text{CoS}) \rightleftharpoons \text{Co}_4\text{S}_3$ . . . . .	935
$\text{Ж} \rightleftharpoons \text{Co} + \text{Co}_4\text{S}_3$ . . . . .	872
$\text{Co}_4\text{S}_3 + (\text{CoS}) \rightleftharpoons \text{Co}_3\text{S}_8$ . . . . .	830
$\text{Co}_4\text{S}_3 \rightleftharpoons \text{Co} + \text{Co}_3\text{S}_8$ . . . . .	785

Пределы растворимости соединения  $\text{Co}_4\text{S}_3$ , по данным работы [1], примерно те же, что и приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 292), однако концентрация эвтектичной точки определена равной  $\sim 43\%$  (ат.) S. В результате термодинамического анализа установлено [2], что предел растворимости  $\text{Co}_4\text{S}_3$  составляет 42,2—44,2% (ат.) S при температуре  $845^\circ \text{C}$ , и 42,5—43,8% (ат.) S при  $805^\circ \text{C}$ . Кроме соединений  $\text{Co}_4\text{S}_3$  и CoS, в работе [2] при температуре  $805^\circ \text{C}$  обнаружили еще два соединения  $\text{CoS}_{0,82}$  и  $\text{CoS}_{0,84}$  (оба со стороны Co в области соединения  $\text{Co}_3\text{S}_8$  [ $\text{CoS}_{0,80}$ ]). Предел растворимости соединения CoS со стороны Co определен равным 50% (ат.) S [2].

По данным работы [1], твердый раствор на основе CoS, богатый S, представляет собой сверхструктуру, образованную упорядоченными вакансиями Co в решетке типа NiAs. Элементарная ячейка имеет размеры в 3 раза большие по периодам  $a$  и  $c$ , чем ячейка NiAs.

Соединение  $\text{Co}_3\text{S}_4$ , конденсированное из паров, имеет г. ц. к. решетку со структурой шпинели,  $a = 9,477 \text{ \AA}$ ; после нагревания в вакууме при температуре  $450^\circ \text{C}$  оно распадается с образованием  $\text{Co}_3\text{S}_8$ , также имеющего г. ц. к. решетку,  $a = 9,887 \text{ \AA}$  [3]; отсутствие в этом случае CoS подтверждается М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 292).

Соединение  $\text{Co}_2\text{S}_3$  стехиометрического состава, полученное из химических реакций [4—6], имеет г. ц. к. решетку со структурой типа шпинели с вакансиями вместо части атомов Co;  $a = 9,44 \text{ \AA}$  [4]. По данным работы [4], соединение  $\text{Co}_2\text{S}_3$  в литых сплавах четко не обнаруживается, оно находится в области соединения  $\text{Co}_3\text{S}_4$  от 54 до 64% (ат.) S (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [3]). В то же время по обоим вариантам диаграммы Co—S, приведенным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 292, 293), указанный интервал концентраций не соответствует области гомогенности соединения  $\text{Co}_3\text{S}_4$ .

По новым определениям, период г. ц. к. решетки соединения  $\text{CoS}_2$  составляет  $5,523 \text{ \AA}$  [7] или  $5,529 \text{ \AA}$  [8].

1. Кузнецов В. Г. и др. Вопросы металловедения и физики полупроводников, Труды 4-го совещания. Изд-во АН СССР, 1961, с. 159—173.
2. Колбина Е. М. и др. Вестник Ленинградского университета, Серия физики и химии, 1960 (1), т. 15, вып. 4, с. 121—129.
3. Aggarwal P. S., Goswami A. Z. Naturforsch., 1959, Bd 14b, S. 419—421.

- Buerger M. J., Robinson D. W. Proc. Natl. Acad. Sci. U. S., 1955, v. 41, p. 199—203.
- Fellenberg L. R. Pogg. Ann., 1840, v. 20, p. 61—80; см. [2].
- Schneider R. J. Prakt. Chim., 1874, v. 10, p. 55—68; см. [2].
- Elliott N. J. Chem. Phys., 1960, v. 33, p. 903—905.
- Delafosse D., Barret O. Compt. Rend., 1960, v. 251, p. 2964—2966; Delafosse D. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1961, p. 1110—1111.

1,6849  
0,3151

### Co—Sb. Кобальт—сурьма \*

Равновесия в системе в интервале концентраций 25—100% (ат.) Sb изучены вновь в работе [1] методами металлографического и термического анализом, дополненных определением физических свойств. Сплавы готовили из дважды

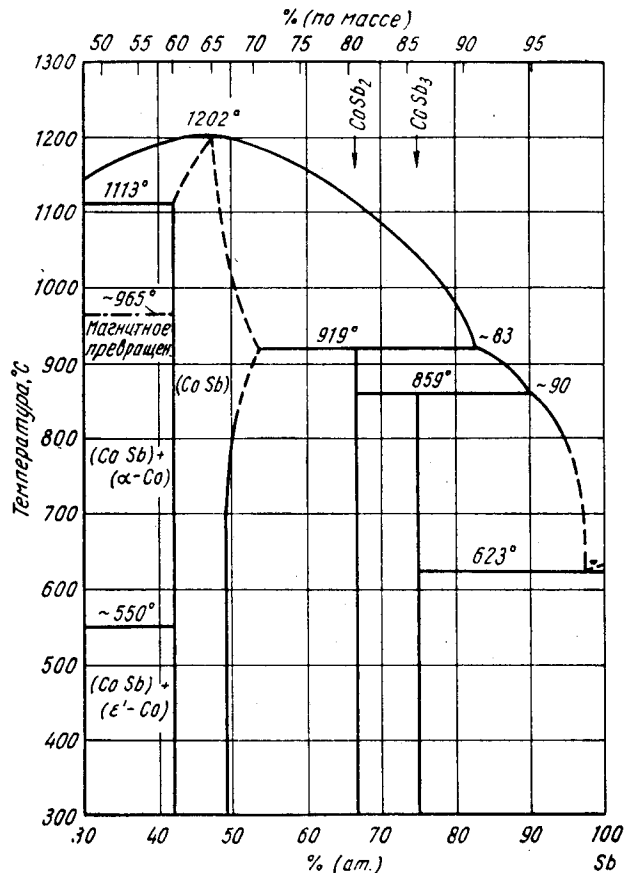


Рис. 155. Co—Sb

очищенной Sb и Co чистой 99,7%, содержащего примеси Ni, Zr и Cu. Полученная диаграмма (рис. 155) аналогична приведенной ранее М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 294) за исключением несколько более высоких значений

температур и установленной в работе [1] перитектической реакции образования соединения  $\text{CoSb}_3$ . Хотя авторы работы [1] утверждают, что максимальная температура плавления твердого раствора на основе соединения  $\text{CoSb}$  соответствует концентрации 50% (ат.), данные, приведенные в этой работе, свидетельствуют, что указанная температура соответствует сплаву с  $\sim 47\%$  (ат.) Sb.

Решетка соединения  $\text{CoSb}_3$  кубическая, изоструктурная со скуттерудитом  $\text{CoAs}_3$ ,  $a = 9,034 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [2, 3], что хорошо совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [12]). В отличие от данных этого справочника (см. т. I [7, 12]), авторы работ [4, 5] определили кристаллическую структуру  $\text{CoSb}_2$  как моноклинную изоструктурную с  $\text{RhSb}_2$ ,  $\text{IrSb}_2$  и  $\alpha\text{-RhBi}_2$ ;  $a = 6,52 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,38 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,55 \pm 0,02 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 118,2^\circ$ ; 4 формульные единицы на элементарную ячейку. М. Хансен и К. Андерко (см. т. I [12]) стехиометрический состав для данного соединения указали  $\text{CoSb}_{1,8-1,9}$ ; таким образом, весьма вероятно существование двух соединений с близкими структурами или полиморфизм.

- Дудкин Л. Д., Абрикосов Н. Х. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 2096—2105.
- Журавлев Н. Н., Жданов Г. С. Кристаллография, 1956, т. 1, с. 509—513.
- Журавлев Н. Н. Кристаллография, 1956, т. 1, с. 506—508.
- Жданов Г. С., Кузьмин Р. Н. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 872—881.
- Журавлев Н. Н. и др. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 553—562.

0,1176  
1,8824

### Co—Sc. Кобальт—скандий

Кристаллическая решетка соединения  $\text{ScCo}_2$  г. ц. к., изоструктурная с  $\text{MgCu}_2$ ,  $a = 6,921 \text{ \AA}$  [1]. По данным работы [2], Sc не растворяется в Co.

- Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
- Köster W. Z. Metallkunde, 1952, Bd 43, S. 297—303; см. Гшнейдер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,8730  
0,1270

### Co—Se. Кобальт—селен \*

Диаграмма, показанная на рис. 156, та же, что и у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 292), с некоторыми дополнениями по данным работ [1, 2]. В работе [1] при изучении магнитных свойств и рентгеноструктурном анализе образцов, приготовленных при 400 и 600° С, обнаружены три промежуточные фазы:  $\text{Co}_9\text{Se}_8$ , стехиометрический состав которого 44,4% (ат.) Se;  $\gamma$ -твердые растворы на основе  $\text{CoSe}$  и соединение  $\text{CoSe}_2$ . В работе [2] установлено, что соединение  $\text{CoSe}_2$  образуется по перитектической реакции при температуре  $\sim 960^\circ \text{ C}$ ; ликвидус сплава с 66,7% (ат.) Se составляет 999° С.

Температура перитектоидной реакции образования соединения  $\text{Co}_9\text{Se}_8$  неизвестна; она находится между 400 и 600° С [1]. Область гомогенности соединения  $\text{Co}_9\text{Se}_8$  очень узкая.

Фаза  $\gamma$  существует в интервале концентраций от 50,4 до 57,8% (ат.) Se при 600° С; от 50,4 до 54,9% (ат.) Se фаза имеет гексагональную структуру типа  $\text{NiAs}$  от 54,9 до 57,8% (ат.) Se — моноклинную. Структуры типа  $\text{NiAs}$  и моноклинная близки, и поэтому решетка  $\gamma$ -фазы при 600° С непрерывно меняется. При температуре 400° С  $\gamma$ -фаза существует от 51,2 до 56,8% (ат.) Se, однако при этой температуре область существования данной фазы разбивается на две: в области гомогенности с центром у 51,8% (ат.) Se находится  $\gamma_1$ -фаза, в области 54,4—56,8% (ат.) Se —  $\gamma_2$ -фаза.  $\gamma_1$ -фаза имеет гексагональную решетку типа  $\text{NiAs}$ ,



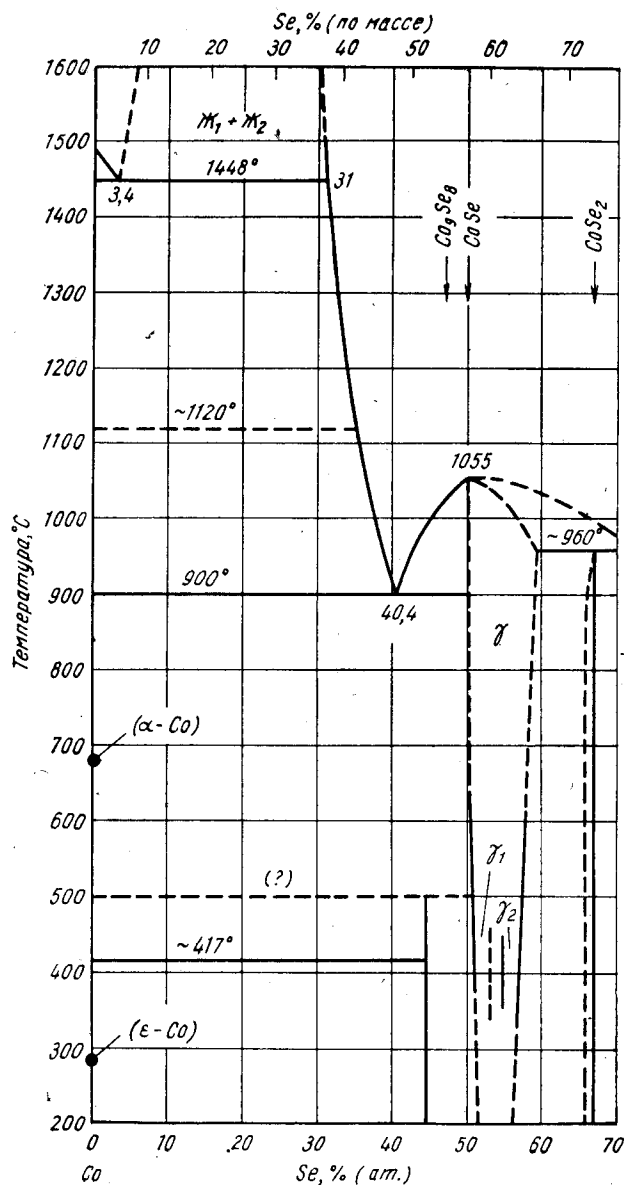


Рис. 156. Co—Se

а  $\gamma_2$  — моноклинную, но период этой решетки вдвое больше соответствующего периода моноклинной решетки при  $600^\circ\text{C}$  [1].

Пределы растворимости  $\gamma$ -фазы изменяются с температурой [1]. При построении диаграммы на рис. 156 пределы растворимости, определенные в работе [1], были экстраполированы; температура  $417^\circ\text{C}$  представляет собой температуру  $\alpha \leftrightarrow \epsilon$ -полиморфного превращения Co [3, 4].

**Кристаллическая структура.** Соединение  $\text{Co}_9\text{Se}_8$  имеет г. ц. к. решетку,  $a = 10,431 \text{ \AA}$ , аналогичную решеткам  $\text{Co}_9\text{S}_8$  и пентландита  $(\text{Fe, Ni})_9\text{S}_8$  [1].

Решетка  $\gamma_1$ -CoSe гексагональная типа NiAs;  $a = 3,6294 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,3006 \text{ \AA}$  [1]. Размеры моноклинной решетки  $\gamma_2$ -фазы, отожженной при  $600^\circ\text{C}$ , следующие:  $a = 6,1372 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,5673 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,1976 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 91,22^\circ$  (богатая Se) [1]. Размеры моноклинной решетки  $\gamma$ -фазы:  $a = 6,1390 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,5736 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,4296 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 91,48^\circ$  (богатая Se) [1]. Отношения между структурами типа NiAs и моноклинной:  $a_{\text{монокл}} = \sqrt{3} a_{\text{NiAs}}$ ;  $b_{\text{монокл}} = a_{\text{NiAs}}$ ;  $c_{\text{монокл}} = c_{\text{NiAs}}$  [1].

Решетка соединения  $\text{CoSe}_2$  кубическая типа пирита,  $a = 5,8588 \text{ \AA}$  для стехиометрического состава;  $a = 5,8611 \text{ \AA}$  для  $\text{CoSe}_{1,9}$  [1].

1. Bohm F. a. o. Acta Chem. Scand., 1955, v. 9, p. 1510—1522.
2. Дудкин Л. Д., Вайданич В. И. ФТТ, 1960, т. 2, с. 1526—1532.
3. Hess J. B., Barrett C. S. J. Metals, 1952, v. 4, p. 645—647.
4. Buhl O., Schuler C. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 116—118.

0,3219  
1,6781

#### Co—Si. Кобальт—кремний \*

Растворимость Co в Si в твердом состоянии определена равной  $10^{16}$  атомов на  $1 \text{ см}^3$  [ $\sim 5 \cdot 10^{-5}\%$  (ат.)] при температуре  $1200^\circ\text{C}$  [1].

1. Collins C. B., Carlson R. O. Phys. Rev., 1954, v. 108, p. 1409; см. Trumbore F. A. Bell System Techn. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

1,5933  
0,4067

#### Co—Sm. Кобальт—самарий

Соединение  $\text{SmCo}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  [1, 2] с  $a = 7,260 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. Решетка соединения  $\text{SmCo}_5$  гексагональная типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 5,004 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,971 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3].

1. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
3. Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 763.

1,6960  
0,3040

#### Co—Sn. Кобальт—олово \*

При измерении магнитной восприимчивости оказалось, что температура  $\gamma \leftrightarrow \gamma'$  превращения составляет  $547^\circ\text{C}$ .

1. Schmid H. Cobalt, 1960, v. 7, p. 26—32.

1,5130  
0,4870

#### Co—Ta. Кобальт—тантал \*

Много нового о соединениях в системе, их аллотропии, растворимости Ta в Co в твердом состоянии было обнаружено в работе [1]. Пять сплавов, содержащих 1,7—32,8% (ат.) [5—60% (по массе)] Ta, были приготовлены вакуумной

индукционной плавкой из кобальтовых ронделей и технически чистого Та в магнетитовых тиглях и раскислены С. (Влияние С, используемого при раскислении расплавов, неизвестно. Как показали некоторые исследователи, в других системах указанные добавки могут стабилизировать неравновесные фазы.) Диаграмма, представленная на рис. 157, построена по данным этой работы и с учетом более ранних работ, рассмотренных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1—4]).

Растворимость в твердом состоянии при 900° С была определена равной около 1,3% (ат.) [4% (по массе)] Та, что значительно меньше указанной в предыдущих исследованиях. Было подтверждено существование соединения ТаСо<sub>2</sub> стехиометрического состава, однако,

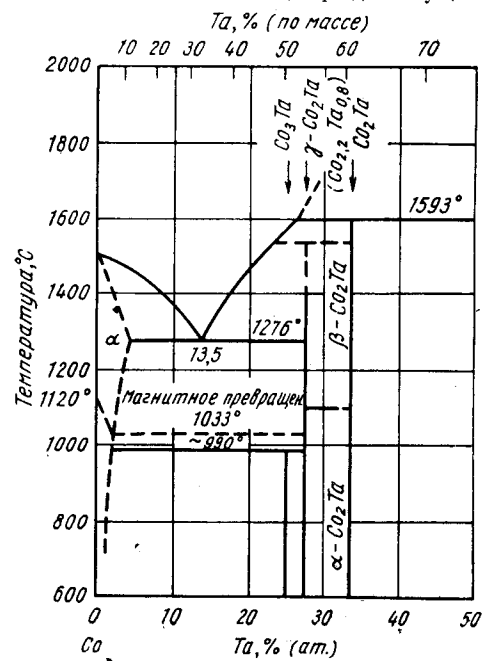


Рис. 157. Со—Та

~990° С, обнаружено в работе [1]. Эта фаза является в твердом состоянии из метастабильной фазы. Появляющуюся фазу назвали в работе [1] β-TaCo<sub>3</sub>, а метастабильную — α-TaCo<sub>3</sub>.

**Кристаллическая структура.** Соединение ТаСо<sub>3</sub> в равновесном состоянии (β) имеет гексагональную решетку (32 формульные единицы на элементарную ячейку) с периодами:  $a = 9,411 \pm 0,033 \text{ \AA}$ ,  $c = 15,50 \pm 0,057 \text{ \AA}$ . В метастабильном состоянии (α) решетка соединения ТаСо<sub>3</sub> упорядоченная г. ц. к. с периодом  $a = 3,647 \pm 0,004 \text{ \AA}$ . Соединение γ-TaCo<sub>2</sub> (Co<sub>2,2</sub>Ta<sub>0,8</sub>) мономорфно с гексагональной решеткой типа MgNi<sub>2</sub>;  $a = 4,700 \pm 0,017 \text{ \AA}$ ,  $c = 15,42 \pm 0,074 \text{ \AA}$  [1]; эти данные хорошо совпадают с более ранними определениями (см. М. Хансен и К. Андерко т. I [4]). Следующие значения периодов были даны в работе [1] для стехиометрического состава ТаСо<sub>2</sub>: β-TaCo<sub>2</sub> (высокотемпературная) имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>,  $a = 6,720 \pm 0,014 \text{ \AA}$ ; решетка α-TaCo<sub>2</sub> (низкотемпературная) гексагональная типа MgZn<sub>2</sub>,  $a = 4,797 \pm 0,006 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,827 \pm 0,010 \text{ \AA}$ .

1. Korchunsky M., Fonttain R. W. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 1033—1043.

## Со—Тб. Кобальт—тербий

1,5693  
0,4307

Соединение TbCo<sub>5</sub> имеет гексагональную решетку типа CaCu<sub>5</sub> [1, 2];  $a = 4,947 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,982 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. Решетка соединения TbCo<sub>2</sub> г. ц. к. типа MgCu<sub>2</sub>,  $a = 7,206 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [3].

- Wallace W. E. Частное сообщение; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
- Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 763.
- Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

1,6645  
0,3355

## Со—Те. Кобальт—теллур \*

Область гомогенности «теллурида кобальта» при температуре 900° С составляет 54,5—65,4% (ат.) Те [1]. По данным той же работы [1] соединение CoTe в системе отсутствует.

Кривая зависимости энтальпии от состава достигает максимума при 57% (ат.) Те, подтверждая тем самым, что состав теллурида Co<sub>3</sub>Te<sub>4</sub>; концентрация теллурида при комнатной температуре 59,1% (ат.) Те [1].

Равновесия в системе, определенные в работе [2] с использованием термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов, показаны на рис. 158. Сплавы готовили из Со чистотой 99,9 и 99,99% и дважды очищенного возгонкой Те. Сплавы в интервале концентраций 31,4—100% (ат.) [50—100% (по массе)] Те изучали при температурах выше 300° С. Были обнаружены две промежуточные фазы: γ и CoTe<sub>2</sub>, последняя имеет узкую область гомогенности 66,8—67,8% (ат.) [81,3—82% (по массе)] Те. Фаза γ плавится примерно при 1010° С; соединение CoTe<sub>2</sub> образуется по перитектической реакции при 749° С. Дифференциальным термическим анализом при нагревании гомогенизированных сплавов была установлена ретроградная растворимость Те в γ-фазе при температурах выше перитектической. На кривых охлаждения наблюдали площадку при 449° С (температура плавления Те); в работе [2] утверждается, что это — эвтектическое превращение, однако нет доказательств, подтверждающих протекание именно этого превращения, а не перитектического. При температуре 960° С γ образует эвтектику с твердым раствором на основе Со, концентрация эвтектической точки 40,9% (ат.) [60% (по массе)] Те. Равновесия, определен-

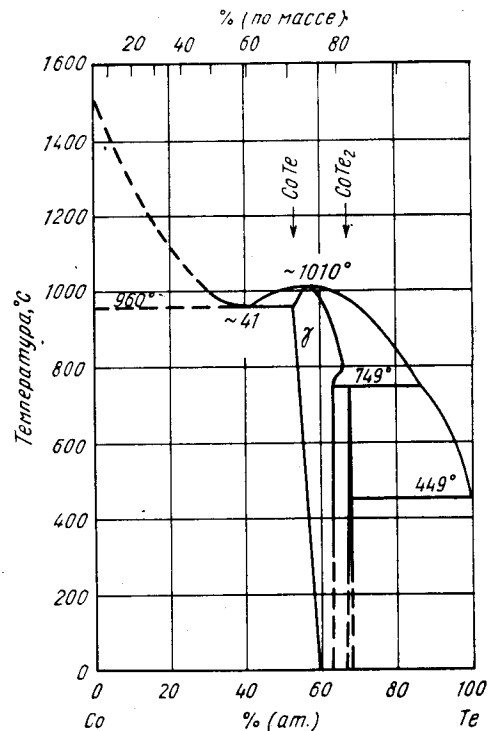


Рис. 158. Со—Те

ные в работе [2], отлично согласуются с данными об областях гомогенности и принципиально не противоречат данным о температурах плавления, указанным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [7]).

1. Ария С. М. и др. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 23—29.
2. Дудкин Л. Д., Дылдина К. А. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2313—2319.

1,4047  
0,5953

### Со—Th. Кобальт—торий \*

Существование соединения  $\text{ThCo}_3$  было подтверждено в работе [1], где указано также, что его решетка гексагональная типа  $\text{CaCu}_3$  с периодами  $a = 5,005 \text{ \AA}$  и  $c = 3,987 \text{ \AA}$ . Величины периодов очень хорошо согласуются с приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]).

В работе [2] соединение  $\text{Th}_2\text{Co}_5$  идентифицировано изоструктурным с гексагональным  $\text{Fe}_3\text{Th}_7$ ;  $a = 9,833 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,200 \text{ \AA}$ . По данным работы [3], соединение  $\text{ThCo}$  с ромбической решеткой изоструктурно с  $\text{CrB}$ .

1. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E., Trans. ASM, 1961, p. 53, p. 479—500.
2. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.
3. Крипьякевич П. И. Кристаллография, 1961, т. 6, с. 626—628.

0,0901  
1,9099

### Со—Ti. Кобальт—титан \*

Диаграмма (рис. 159) построена по данным работы [1] и М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [17], рис. 301). Ликвидусы и солидусы сплавов в интервале концентраций 30—70% (ат.) Ti неизвестны, однако если принять перитектическую температуру  $\sim 1250^\circ \text{C}$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1]) и предположить, что соединение  $\text{TiCo}$  плавится без диссоциации, то диаграмму можно закончить и в области концентраций 30—70% (ат.) Ti (рис. 159).

Часть системы со стороны Со была вновь изучена в работе [1]. Металлографическим анализом установлена ранее неизвестная  $\gamma$ -фаза, имеющая область гомогенности. Возникает  $\gamma$ -фаза по перитектической реакции  $\text{Ж} + (\beta\text{-Co}) \rightleftharpoons \gamma$  при температуре  $\sim 1260^\circ \text{C}$ . Хотя работа [1] в целом была проведена тщательно и систематически, следует отметить, что большинство сплавов в интервале концентраций 0—23,4% (ат.) [0—20% (по массе)] Ti получали индукционной плавкой в керамических тиглях и раскисляли С. В результате содержание С в сплавах было выше 0,1% (по массе), а О выше 0,16% (по массе)! В работе [1] применяли и дуговую плавку для изготовления некоторых сплавов, и поэтому неясно, почему авторы большинство сплавов получали менее подходящими методами. Фаза  $\gamma$  находится в равновесии с  $\beta\text{-TiCo}_2$  (типа  $\text{MgNi}_2$ ).

По данным работы [2], эвтектическое превращение происходит при  $1130^\circ \text{C}$ , концентрация эвтектической точки 22,4% (ат.) Ti; эти данные хорошо согласуются с полученными в работе [1]. Растворимость Ti в Со в твердом состоянии при  $1030\text{—}1050^\circ \text{C}$  в работе [2] определена равной 12% (ат.); эта величина значительно отличается от данных работы [1]. Эвтектоидное превращение  $(\beta\text{-Co}) \rightleftharpoons (\alpha\text{-Co}) + \text{TiCo}_3$  происходит при  $220\text{—}250^\circ \text{C}$  [2].

Соединение  $\text{Ti}_2\text{Co}$  имеет очень узкую область гомогенности [3]: 67% (ат.) Ti при  $1055^\circ \text{C}$  и 66,75% (ат.) Ti при  $600^\circ \text{C}$ .

При изучении механических свойств сплава Ti + 2% (ат.) Со [4] было обнаружено, что он претерпевает мартенситное превращение при закалке из области  $(\beta\text{-Ti})$ . После отжига при низких температурах промежуточная фаза  $\text{Ti}_2\text{Co}$  выделяется в качестве дисперсного упрочнителя.

В работе [1] кристаллическая решетка  $\gamma$ -фазы определена как г. ц. к., однако в более поздних работах тех же авторов указано, что она имеет кубическую

решетку типа  $\text{AuCu}_3$  [5]. С увеличением содержания Ti период решетки  $\gamma$ -фазы увеличивается от 3,604 до 3,613  $\text{ \AA}$  [1]. Существование  $\gamma$ -фазы ( $\text{TiCo}_3$ ) подтверждено также в работе [6].

По данным работы [1], решетка соединения  $\text{TiCo}_2$ , находящегося в равновесии с  $\gamma$ -фазой, гексагональная типа  $\text{MgNi}_2$ ;  $a = 4,72 \text{ \AA}$ ,  $c = 15,40 \text{ \AA}$ . Это согласуется с мнением авторов работы [7], которые указывают, что соединение  $\text{TiCo}_2$

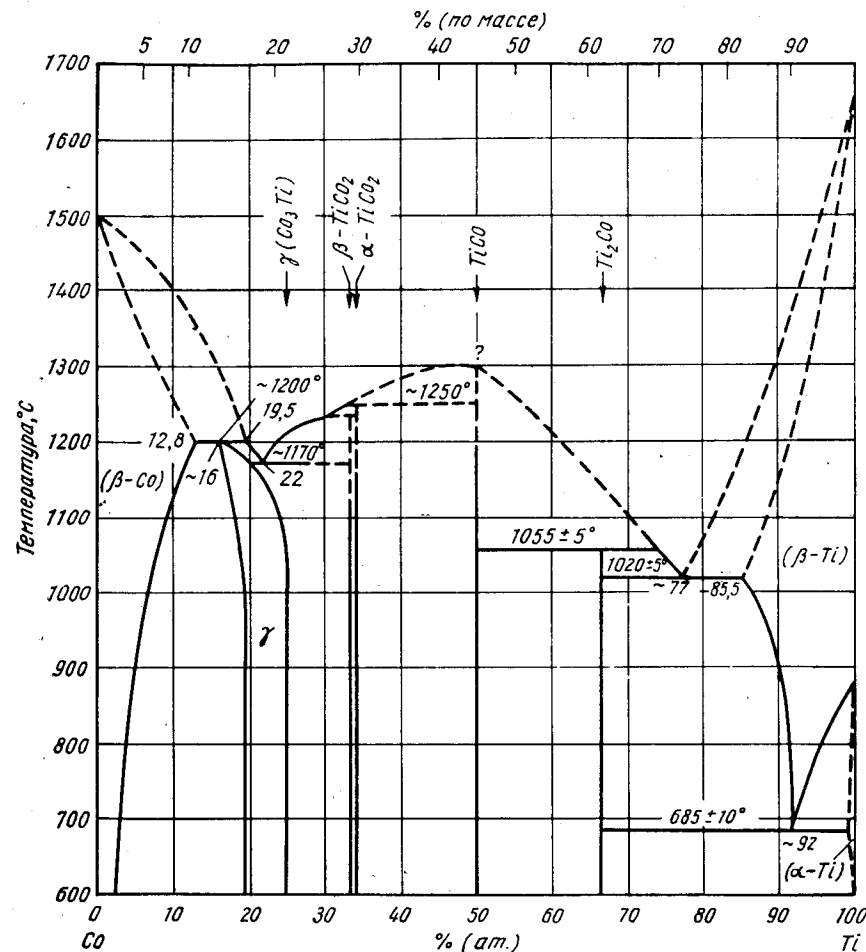


Рис. 159. Со—Ti

стехиометрического состава имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$ , а то же соединение, обогащенное Со, — гексагональную решетку типа  $\text{MgNi}_2$ . Период г. ц. к. решетки типа  $\text{MgCu}_2$  этого соединения равен 6,706  $\text{ \AA}$  [8].

Подтверждено, что кристаллическая структура соединения  $\text{TiCo}$  кубическая, типа  $\text{CsCl}$ ; на рентгенограмме наблюдали сверхструктурные линии [9]. Период этой решетки, определенный разными авторами, равен  $2,987 \text{ \AA}$  [10],  $2,991 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [11],  $2,995 \text{ \AA}$  [12].

Г. ц. к. решетка у соединения  $\text{Ti}_2\text{Co}$  подтверждается в работе [13].

1. Fountain R. W., Forging W. D. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 998—1008.
2. Захаров Е. К., Лившиц Б. Г. Изв. вузов. Черная металлургия, 1960, № 11, с. 105—112.
3. Purdy G. R., Parr J. G. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 225—227.
4. Taggart R., Parr J. G. Reactive Metals, AIME Metallurgical Society Conference, v. 2, Interscience Publishers, Inc., N. Y., 1959, p. 59—69.
5. Fountain R. W. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 747—751.
6. Bibring H., Manens J. Compt. Rend., 1959, v. 249, p. 1508—1510.
7. Dwight A. E., выступление в дискуссии см. Elliott R. P., Ros-toker W. Trans. ASM, 1958, v. 50, p. 617—633; см. также ответ авторов.
8. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
9. Pietrokowsky P., Joungkin F. G. J. Appl. Physics, 1960, v. 31, p. 1763—1766.
10. Dwight A. E. Trans. ASM, 1959, v. 215, p. 283—286.
11. Phillip T. V., Beck P. A. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 1269—1271.
12. Stuwe H.-P., Shimomura Y. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 180—181.
13. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.

1,5428  
0,4572

### Со—Тм. Кобальт—тулий

Соединение  $TmCo_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$ ,  $a = 7,121 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1]. Сплав был получен дуговой плавкой из Тм чистотой более 99% и Со чистотой более 99,9%.

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 958.

1,3937  
0,6083

### Со—U. Кобальт—уран

Диаграмма, представленная на рис. 160, взята из работы [1]. Она хорошо согласуется с приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 302), за

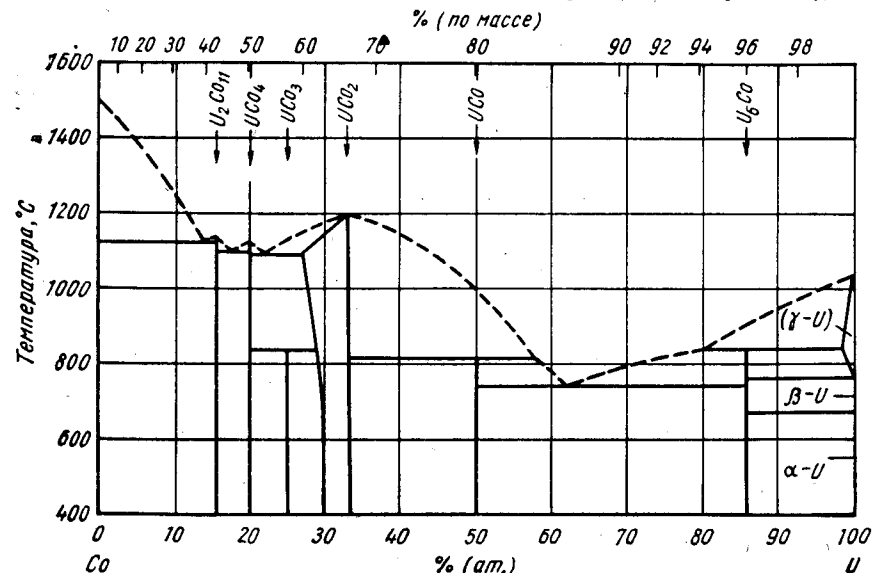


Рис. 160. Со—U

исключением Со-угла. В работе [1] дополнительно обнаружены три соединения:  $UCO_3$ ,  $UCO_4$  и  $U_2Co_{11}$ .

1. Waldron M. B., Brown J. D. Atomic Energy Research Establishment (Gt. Brit.), 1956; частное сообщение Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 23—24.

0,0633  
1,9367

### Со—V. Кобальт—ванадий \*

Микроструктуры очень чистых, выплавленных в дуговой печи и отожженных при  $1000^\circ \text{C}$  сплавов Со с 22,4—38,4% (ат.) V были изучены в работе [1]. Сплавы с 25,0 и 27,8% (ат.) V оказались однофазными ( $VCo_3$ ); это хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [13]), где границы однофазной области  $VCo_3$  обозначены 24,1—31,0% (ат.) V. Сплав с 22,4% (ат.) V имел в структуре  $VCo_3$  и  $\alpha$ -Со, а сплавы с 33,1 и 38,4% (ат.) V —  $VCo_3$  и  $\sigma$ . М. Хансен и К. Андерко (см. т. I [13]) указывают, что соединение  $VCo_3$  образуется (ниже  $1070^\circ \text{C}$ ) при упорядочении  $\alpha$ -твердого раствора и что сверхструктурные линии на рентгенограммах очень слабые. По данным работы [1], соединение  $VCo_3$  имеет упорядоченную г. к. решетку, очень похожую на упорядоченную кубическую решетку  $AuCu_3$ , с 24 атомами на элементарную ячейку;  $a = 5,032 \text{ \AA}$ ,  $c = 12,27 \text{ \AA}$ .

В работе [2] теоретически обсуждены пределы растворимости и расположение кривых ликвидуса и солидуса в Со-углу системы. На рисунке, приведенном в этой работе и представляющем собой диаграмму М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 304), неверно показана точка совпадения кривых ликвидуса и солидуса для чистого Со при  $1445^\circ \text{C}$ . Эта точка должна соответствовать  $1495^\circ \text{C}$ .

1. Saito S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 500—502.
2. Hume-Rothery W. Phil. Mag., 1961, v. 6, p. 769—774.

1,5058  
0,4942

### Со—W. Кобальт—вольфрам \*

В работе [1] при рентгенографическом изучении 14 порошковых сплавов не удалось обнаружить  $\sigma$ -фазу. В температурном интервале  $950$ — $1680^\circ \text{C}$  в равновесии с твердым раствором на основе W находится твердый раствор на основе  $W_6Co_7$ ; предел растворимости последнего со стороны W составляет 43—44% (ат.) W, со стороны Со — по меньшей мере 40% (ат.) W. Образец, содержащий 45% (ат.) W, не расплавился при  $1680^\circ \text{C}$ , следовательно, перитектическая реакция происходит при более высоких температурах (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [1—4]). Рентгеноструктурным анализом в работе [2] показано, что Со растворяется в W по меньшей мере до 5% (ат.); однако микроструктурные наблюдения литых сплавов (после дуговой плавки), содержащих ~0,023% (по массе) Со, привели к установлению границы растворимости 1,39—2,82% (ат.) [0,45—0,92% (по массе)]; температура не указана. Растворимость Со в W, определенная в работе [2], значительно отличается от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 305).

1. Van Reuth E. C. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 216—218; WADC Tech. Rept. 57—717, 1957, 29 p.
2. Semchyshen M., Barr R. A. Climax Molybdenum Co. of Michigan, Final Report under Contract No. as 58—847—c, June 20, 1961, p. 19—31.

1,8214  
0,1786

### Со—Y. Кобальт—иттрий

Равновесная диаграмма (рис. 161) построена методами термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов для интервала концентраций 0—50% (ат.) Со [1]. Богатая Y фаза  $Y_3Co$  образуется по перитектической реак-

ции при 875° С.  $Y_2Co$  и второе соединение, формула которого скорее всего  $YCo$ , при температуре 715° С образуют эвтектическую смесь; концентрация эвтектической точки 31,1% (ат.) [23% (по массе)] Co. Судя по данным микро- и рентгеноструктурного анализ, растворимость Co в твердом Y < 1,5% (ат.) [1% (по массе)], а возможно и < 0,75% (ат.) [0,5% (по массе)]. Авторы работы [1] сделали вывод, что в изученном интервале концентраций система Co—Y аналогична системам Er—Co и Gd—Co.

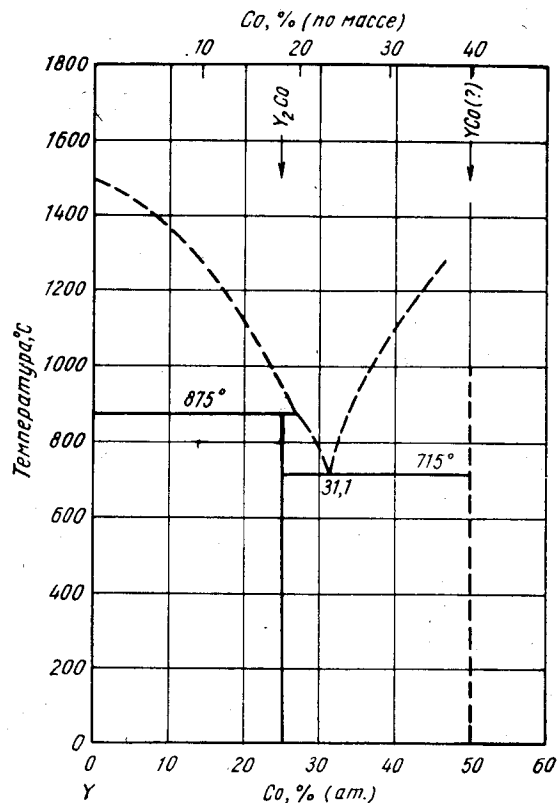


Рис. 161. Co—Y

В результате рассмотрения микроструктур четырех сплавов, содержащих 0—6,9% (ат.) [0—10% (по массе)] Y, авторы работы [2] заключили, что система Co—Y здесь чрезвычайно схожа с системой Co—Er. По данным работы [3], Y не растворяется в Co и не влияет на полиморфное превращение  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -Co.

В дополнение к соединениям, указанным в работе [1], надежно установлены в системе соединения  $YCo_2$  и  $YCo_5$ . Решетка  $YCo_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  [4—7]; наиболее точно определенное значение периода  $a = 7,216 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [4], данные других авторов близки к нему. У соединения  $YCo_5$  решетка гексагональная, типа  $CaCu_5$  [5, 6, 8, 9];  $a = 4,956 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,969 \text{ \AA}$  [5, 8];  $a = 4,928 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,992 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [9]. Кристаллическая структура соединения  $Y_2Co$  сложная [1]. Решетка YCo либо о. ц. к., либо кубическая типа CsCl [10].

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, pt. 1, 1960, 226 p.; особенно р. 51—53, 118—119, 202—206.

2. Love B. WADD Tech. Rept. 61—123, 1961, 179 p., особенно р. 47, 147.
3. Koster W. Z. Metallkunde, 1952, Bd 43, S. 297; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
4. Beandry B. J. a. o. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 743—744.
5. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
6. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
7. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
8. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
9. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
10. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

1,8103  
0,1897

### Co—Zr. Кобальт—цирконий \*

Ориентировочная диаграмма (рис. 162) построена по данным еще незаконченных работ [1]; экспериментальных данных, подтверждающих приведенные, пока не опубликовано. Диаграмма, полученная в работе [1], значительно отличается от известной ранее (см. М. Хансен и К. Андерко т. I [1, 3, 7]).

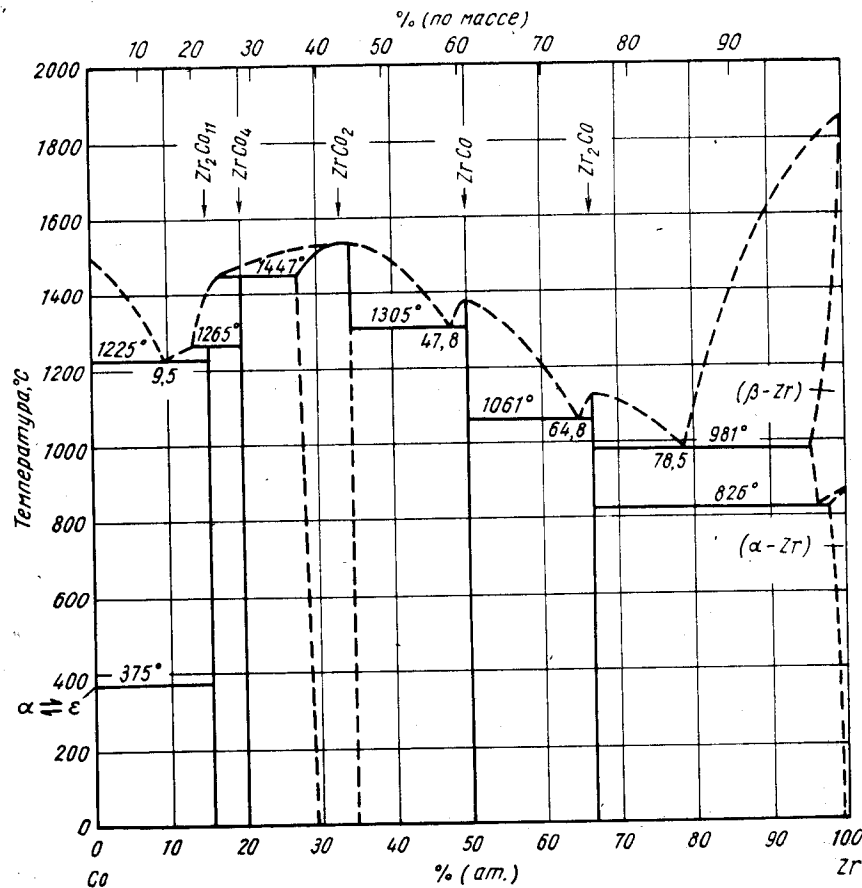


Рис. 162. Co—Zr

Соединение  $ZrCo_2$  с широкой областью гомогенности имеет г. ц. к. решетку типа  $MgCu_2$  с периодом от 6,878 Å [28,4% (ат.) Zr] до 6,960 Å [34,6% (ат.) Zr] [1] и 6,960 Å (вероятно, стехиометрический состав) [2].

Решетка соединения  $ZrCo$  кубическая типа  $CsCl$  с периодом 3,197 Å [3] и 3,20 Å [4].

У  $Zr_2Co$  о. ц. тетрагональная решетка типа  $CuAl_2$  [5, 6];  $a = 6,363$  Å,  $c = 5,469$  Å [6].

1. Larsen W. L. a. o. U. S. At. Energy Comm. IS—500, 1962, p. M40—M41.
2. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
3. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.
4. Smith J. F., Bailey D. M. U. S. At. Energy Comm. IS—17, 1959, p. 92—94.
5. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.
6. Bailey D. M., Smith J. F. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 1084.

T, 9130  
0,0870

### Cr—Cu. Хром—медь \*

Тщательное исследование равновесий в системе в интервале концентраций 97,5—100% (ат.) Cu было вновь проведено в работе [1]. Исследование проводили на очень чистых сплавах, выплавленных в вакууме. С помощью прецизионного термического анализа установлено эвтектическое превращение при температуре 1074,8° С; концентрация эвтектической точки 98,44% (ат.) [98,72% (по массе)] Cu. Границы области твердых растворов на основе Cu, по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов, следующие:

Содержание Cu, % (ат.)	99,9	99,27	99,51	99,69	99,79	99,88
Температура, °С	1074,8	1050	1000	950	900	840
	(эвтектич.)					

Эти сообщения о растворимости хорошо совпадают с приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [6, 8]). Вновь анализированы данные о растворимости Cr в Cu, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [5, 6]), в работе [2], при этом сделан вывод, что сведения о низкотемпературной (400—700° С) растворимости могут быть ошибочными и что экстраполяция данных о растворимости при высоких температурах к низким температурам должна дать лучшую аппроксимацию к истинной растворимости. Уравнение, которое следует экстраполировать, имеет вид:  $X = 1,745 \exp(-15,450/RT)$ , где  $X$  — концентрация, % (по массе) Cr.

1. Doi T. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1957, v. 21, p. 337—340.
2. Williams R. O. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 530—544.

T, 5053  
0,4947

### Cr—Dy. Хром—диспрозий

В системе Cr—Dy интерметаллические соединения отсутствуют [1—3]. При температуре 1190° С происходит эвтектическое превращение; концентрация эвтектической точки 76,4% (ат.) [91% (по массе)] Dy [3]. Растворимость Cr в Dy в твердом состоянии < 0,16% (ат.) [0,05% (по массе)] [3]. Растворимость Dy в Cr при 1260° С, по данным металлографического анализа, составляет 0,065% (ат.) [0,20% (по массе)] и уменьшается с температурой [4].

346

1. Moriarty J. L., Baenziger N. Неопубликованные данные; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
3. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR13), 1961, p. 4—6.
4. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BML—1376, 1959, 14p.

T, 4927  
0,5073

### Cr—Er. Хром—эрбий

Фазовая диаграмма до 51,7% (ат.) [25% (по массе)] Cr изучена в работе [1] методами металлографического, рентгеноструктурного и термического анализов. В системе отсутствуют интерметаллические соединения, имеются монотектическое и эвтектическое превращения. При термическом анализе не удалось определить температуру невариантных превращений. У всех сплавов в изученном интервале концентраций наблюдали монотектическое расслоение жидкостей. Растворимость Er в твердом Cr очень мала. Тот факт, что эвтектическая точка в Er—углу диаграммы имеет заметную концентрацию Cr, удалось установить из микроструктурных наблюдений: в структуре эвтектики находится большое количество и Cr, и Er.

Растворимость Er в Cr в твердом состоянии при 1260° С составляет < 0,10% (ат.) [0,33% (по массе)] и уменьшается с температурой [2].

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226p.; особенно p. 65—66, 126, 221—223.
2. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BML—1376, 1959, 144p.

T, 9691  
0,0309

### Cr—Fe. Хром—железо \*

В работе [1], по данным термического анализа, установлено, что температурный интервал кристаллизации сплавов, содержащих 0—40% (ат.) Cr, уже по сравнению с указанным М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [10]); максимальная разница между ликвидусом и солидусом примерно в 4 град наблюдается у сплава Fe с 10% Cr. Узость интервала плавления подтверждена термодинамическими расчетами, основанными на изучении effusion метода [2, 3].

В общем виде диаграмма в области существования  $\sigma$ -фазы при температурах < 700° С изучена в работах [4—6]. Установлено, что  $\sigma$ -фаза может распадаться по эвтектической реакции; по данным работ [4, 5], температура этого превращения ~ 520° С, по [6] < 500° С. В работах [4, 5] указано также, что области (Fe) +  $\sigma$  и  $\sigma$  + Cr шире, чем указано М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [10]). Нейтроноструктурным анализом установлено отсутствие в системе упорядоченного твердого раствора [5]. В работе [6] подтверждена граница области  $\sigma$ -фазы, указанная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [45]), однако область гомогенности оказалась несколько шире. В отличие от данных работ [4—6], в работе [7]  $\sigma$ -фазу наблюдали в фольгах при температуре 300° С после конденсации из пара.

Диаграмма (рис. 163) построена по данным работ [4—6]; область  $\gamma$ -фазы и кривая температур магнитного превращения перерисованы с диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 309). В работах [8, 9] обнаружены резкие изменения в т. э. д. с. и периоде решетки у сплава примерно с 2% (ат.) Cr; это должно быть результатом перехода через границу растворимости, хотя в работах [8, 9] второй фазы не обнаружено.

Видоизмененный вариант диаграммы приведен в работе [10], однако здесь указано пять (!) аллотропических форм Cr, что маловероятно.

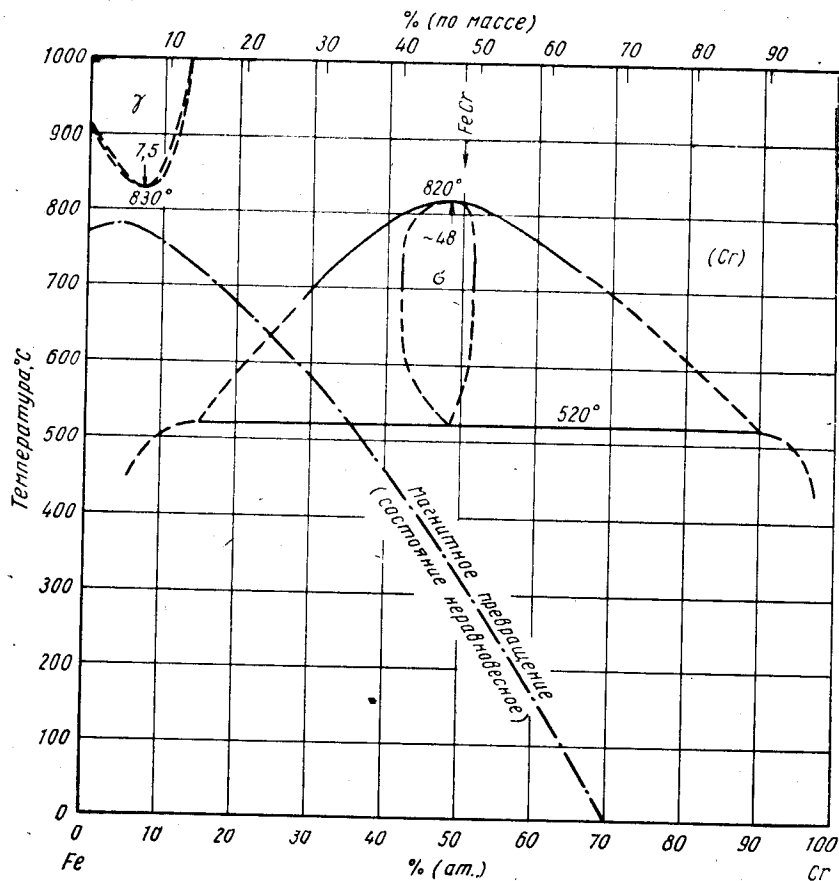


Рис. 163. Cr—Fe

- Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 417—459.
- Kubaschewski O., Heumer G. Acta Met., 1960, v. 8, p. 416—423.
- McCabe C. L. a. o. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 102—105.
- Williams R. O., Paxton H. W. J. Iron and Steel Inst., 1957, v. 185, p. 358—374.
- Williams R. O. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 497—502.
- Pomey G. Publ. Inst. Rech. Siderurgie (Saint—Germain—en—Laye), ser. A, № 117, 165p.; Pomey G., Bastien P. Rev. Met. (Paris), 1956, v. 53, p. 147—159.
- Schuller H.—J., Schwaab P. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 81—84.
- Варивода И. X., Курилех Д. Г. Труды Днепропетровского химико-технологического института, 1960, № 10, с. 3—7.
- Панченко Е. В., Струг Е. М. Изв. вузов. Черная металлургия, 1960, № 5, с. 177—180.
- Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 2136—2138.

1,8727  
0,1273

### Cr—Ga. Хром—галлий

Соединение  $\text{Cr}_3\text{Ga}$  стехиометрического состава имеет кубическую решетку типа  $\beta\text{-W}$ ,  $a = 4,645 \pm 0,004 \text{ \AA}$  [1]; однако если при приготовлении сплава Cr был в избытке, то сплав оказывался неомогенным и период решетки менялся от 4,632 до 4,649  $\text{\AA}$ .

- Wood E. A. a. o. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 604—606.

1,5205  
0,4795

### Cr—Gd. Хром—гадолиний

В системе (рис. 164) происходит монотектическое превращение при  $1860^\circ\text{C}$  (0% Gd) и эвтектическое при  $1170^\circ\text{C}$ ; концентрация эвтектической точки 88,8% (ат.) [96% (по массе)] Gd; промежуточные фазы отсутствуют [1]. По данным рентгеноструктурного анализа, растворимость Cr в Gd в твердом состоянии  $< 1,5\%$  (ат.) [0,5% (по массе)] [1], по данным микроструктурного анализа растворимость Gd в Cr составляет  $\ll 0,009\%$  (ат.) [0,25% (по массе)] при  $1260^\circ\text{C}$  и уменьшается с температурой [2]. Отсутствие промежуточных фаз в системе подтверждается данными работ [3—5].

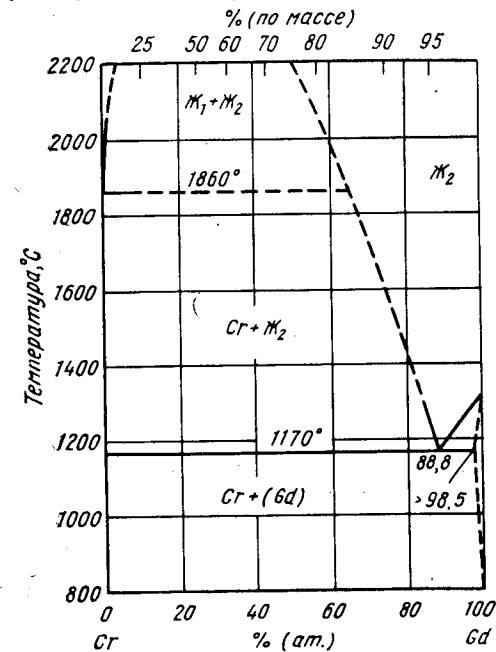


Рис. 164. Cr—Gd

- Copeland M., Kato H. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference), eds. J. F. Nachman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers, Inc., N. Y., 1962, p. 133—141; Kato H., Armantrout C. E. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—819, 1961, p. 17—19; USBM—U—839, 1961, p. 24—26.
- Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14p.
- Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
- Vaenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
- Hubbard W. M. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 368s—369s.

1,8552  
0,1448

### Cr—Ge. Хром—германий \*

В результате изучения электрических и магнитных свойств сплавов, содержащих 50—95% (ат.) Ge, в работе [1] сделан вывод о существовании двух фаз:  $\text{CrGe}$  и  $\text{CrGe}_3$ . Пик ферромагнитных свойств обнаружен у  $\text{CrGe}_2$  в работе [2],

здесь же приведены микроструктурные доказательства существования соединения указанного стехиометрического состава.

В работе [3] сообщается о ранее известной фазе  $\text{Cr}_5\text{Ge}_3$ , имеющей тетрагональную кристаллическую решетку, с периодами  $a = 9,41_3 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,78_0 \text{ \AA}$ . Возможность существования данной фазы обосновывается в работе [4], где, кроме того, указывается на возможность существования в системе еще одной фазы  $\text{Cr}_4\text{Ge}_3$ .

1. Факидов И. Г., Гражданкина Н. И. ФММ, 1958, т. 6, с. 67—73.
2. Марголин С. Д., Факидов И. Г. ФММ, 1960, т. 9, с. 823—827.
3. Parthe E., Norton J. T. Acta Cryst., 1958, v. 11, p. 14—17.
4. Perri J. A., Ph. D. Thesis, Polytechnic Institute of Brooklyn, 1958, Dissertation Abstr. 1958, v. 19, p. 436.

1,7126  
2,2874

### Cr—H. Хром—водород \*

При электроосаждении в системе могут образовываться гидриды состава от  $\text{CrH}_{0,8}$  до  $\text{CrH}_{1,6}$  [1]. При комнатной температуре гидриды необратимо распадаются даже при давлении водорода  $1,4 \text{ кг/мм}^2$ .

1. Trzesciak M. J. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1112, 1956, 32p.

1,4642  
0,5358

### Cr—Hf. Хром—гафний \*

Соединение  $\text{HfCr}_2$  вновь изучено в работе [1]. Шихтовыми материалами служили высококислотный иодидный Hf и электролитический, отожженный в атмосфере водорода Cr. Показано, что соединение  $\text{HfCr}_2$  диморфно. Рентгеноструктурным анализом (методом порошка) обнаружено, что в сплавах, отожженных при температурах до  $1000^\circ\text{C}$ , соединение  $\text{HfCr}_2$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{MgZn}_2$ ;  $a = 5,067 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,237 \text{ \AA}$ . При  $1200^\circ\text{C}$  кристаллическая структура соединения кубическая, изоморфная с  $\text{MgCu}_2$ ,  $a \approx 7,15 \text{ \AA}$ .

1. Elliott R. P. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 321—329.

1,4988  
0,5012

### Cr—Ho. Хром—гольмий

В системе Cr—Ho химические соединения отсутствуют [1]. По данным микроструктурного анализа, растворимость Ho в Cr при  $1260^\circ\text{C}$  составляет  $<0,07\%$  (ат.) [0,22% (по массе)] и уменьшается с температурой [2].

1. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376, 1959, 14p.

1,4303  
0,5697

### Cr—Ig. Хром—иридий \*

Большинство равновесий в системе, указанных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]), подтверждено в работе [1]. На основании анализа литых и отожженных образцов сплавов, содержащих 15, 25, 40, 50 и 75% (ат.) Ig, в работе [1] идентифицированы фаза с кубической решеткой типа  $\beta\text{-W}$  и  $\epsilon$ -фаза с гексагональной решеткой. Период решетки фазы типа  $\beta\text{-W}$  для сплава с 15% (ат.) Ig оказался равным  $4,664 \text{ \AA}$ , для сплава с 25% (ат.) Ig  $4,682 \text{ \AA}$ ; в первом сплаве, вероятно, фаза со структурой  $\beta\text{-W}$  находится в равновесии с твердым раствором на основе Cr. Периоды г. к. решетки  $\epsilon$ -фазы у сплава с 50% (ат.) Ig:  $a = 2,681 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,304 \text{ \AA}$ . Литой сплав с 75% (ат.) Ig имеет фазовый состав:  $\epsilon$  и твердый раствор на основе Ig

350

с г. к. решеткой:  $a = 3,815 \text{ \AA}$ . По данным той же работы [1], в отожженном при  $1200^\circ\text{C}$  сплаве с 25% (ат.) Ig обнаружена неидентифицированная фаза.

1. Karpтон A. G. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 28—32.

1,5733  
0,4267

### Cr—La. Хром—лантан \*

Диаграмма, приведенная на рис. 165, построена по данным термического и металлографического анализов сплавов, приготовленных из 99,5%-ного Cr и 99%-ного La [1]. Промежуточных фаз не обнаружено, система характеризуется несмешиваемостью в жидком состоянии выше  $1710^\circ\text{C}$ . По данным работы [2], растворимость La в Cr при  $1260^\circ\text{C}$  составляет  $<0,05\%$  (ат.) и уменьшается с температурой. Растворение Cr в La снижает температуру плавления La и температуру полиморфного превращения  $\gamma\text{-La} \rightleftharpoons \beta\text{-La}$ . Эвтектическая и эвтектоидная температуры, соответственно  $\sim 900$  и  $\sim 730^\circ\text{C}$ , взяты из работы [3] как соответствующие наиболее надежно установленным инвариантным температурам La (эвтектическая и эвтектоидная температуры, приведенные в работе [2], соответственно  $865$  и  $705^\circ\text{C}$ ).

1. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 754—755.
2. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376, 1959, 14p.
3. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,8747  
1,1253

### Cr—Li. Хром—литий

Растворимость Cr в жидком Li определена химическим анализом в работах [1, 2]. Данные этих работ (табл. 14) свидетельствуют о небольшой растворимости при температурах до  $800^\circ\text{C}$ , хотя значения растворимости, полученные разными авторами, различаются более чем на порядок. Отсутствие химических соединений в системе определено в работе [1] на основании наблюдений за большими дендритами Cr, кристаллизовавшимися из расплава.

ТАБЛИЦА 14. РАСТВОРИМОСТЬ Cr В ЖИДКОМ Li

Температура, °C	Содержание Cr, [1]		Содержание Cr [2], % (ат.)	Температура, °C	Содержание Cr, [1]		Содержание Cr [2], % (ат.)
	% (по массе)	% (ат.)			% (по массе)	% (ат.)	
1200	4,0	0,55	—	800	0,15	0,02	0,0069
1000	1,2	0,16	—	700	—	—	0,00034
900	0,45	0,06	0,0012				

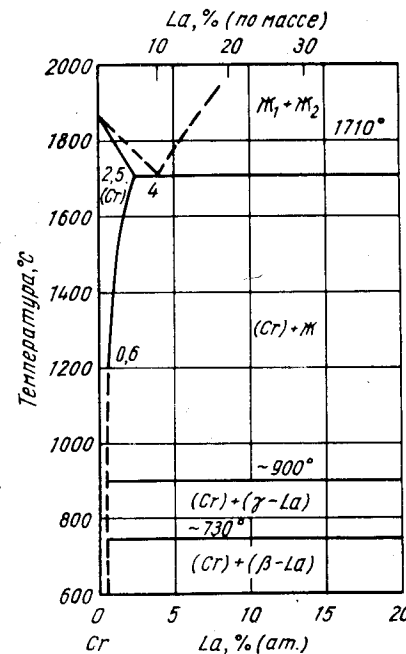


Рис. 165. Cr—La



1. Бескоровайны Й. Н. М., Яковлев Е. И. Сб. «Металлургия и металлосведение чистых металлов», 1960, вып. 2, с. 189—206.
2. Leavenworth H. W., Cleary R. E. Acta Met., 1961, v. 9, p. 519—520.

Г, 4731  
0, 5289

### Cr—Lu. Хром—лютеций

По данным металлографического анализа, растворимость Cr в Lu при температуре 1260° С составляет много меньше 0,12% (ат.) [0,37% (по массе)] и уменьшается с температурой [1].

1. Epstein S. G. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14p.

Г, 9763  
0, 0237

### Cr—Mn. Хром—марганец \*

Mn-угол диаграммы вновь изучен в работе [1] с помощью тщательного термического анализа девяти сплавов, приготовленных из высокочистых компонентов. При добавлении Cr температуры ликвидуса и солидуса для δ-Mn повышаются.

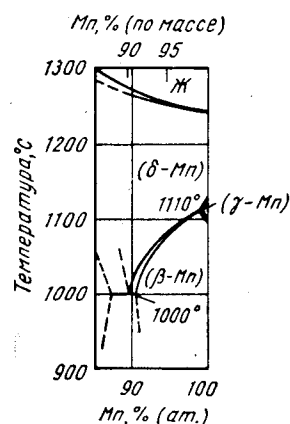


Рис. 166. Cr—Mn

Имеется замкнутая область γ-фазы, простирающаяся до 99,15% (ат.) Mn по 1110° С. Фаза β-Mn, возможно, образуется по перитектоидной реакции, однако двухфазная область столь узка, что установить это с достаточной точностью не удалось. Превращение δ/β происходит по эвтектоидной реакции при температуре ~ 1000° С; концентрация эвтектоидной точки 89,5% (ат.) Mn.

Данные работы [1] опровергают факт крутого подъема линии δ-Mn/γ-Mn перехода, о котором сообщалось М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]). По их данным, область (σ + γ-Mn) на самом деле является областью (σ + δ-Mn). Между диаграммой, полученной в работе [1], и данными о границах фазовых областей, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [1]), легко найти соответствие.

Диаграмма (рис. 166) представляет собой данные работы [1], включенные в диаграмму, взятую у М. Хансена и К. Андерко (см. т. I), пунктирные линии отвечают ориентировочно данным М. Хансена и К. Андерко, в работе [1] они не определялись.

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 417—459.

Г, 7340  
0, 2680

### Cr—Mo. Хром—молибден \*

Из термохимических данных в работе [1] определено, что при низких температурах должна существовать замкнутая область несмешиваемости [максимум, вероятно, около 700° С и 40% (ат.) Mo]. В опытах по изучению диффузионных пар при температуре 1400° С авторы работы [2] наблюдали особую фазу с отличной от других структурой и свойствами. В работе [3] при термическом анализе сплавов, приготовленных из иодидного Cr, обнаружены четыре (!) аллотропические модификации Cr выше 1280° С и предложена диаграмма, учитывающая все эти фазы; однако принимать во внимание эти данные не следует до тех пор, пока аллотропия Cr не будет надежно доказана.

352

Изломы на кривых эффекта Холла наблюдали для стехиометрических составов соединений Cr<sub>5</sub>Mo, Cr<sub>3</sub>Mo, Cr<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub> и Cr<sub>2</sub>Mo [4].

1. Laffite M., Kubaschewski O. Trans. Faraday Soc., 1961, v. 57, p. 932—934.
2. Прокошкин Д. А., Сидунова О. И. Изв. вузов. Машиностроение, 1960, № 5, с. 101—105.
3. Григорьев А. Т. и др. Вестник МГУ, серия II, Химия, 1960, т. 15, с. 23—24.
4. Грум-Гржимайло Н. В., Попов И. А. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 1227—1231.

0, 5697  
Г, 4303

### Cr—N. Хром—азот \*

Растворимость N в Cr в твердом состоянии, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [35]), в основном подтверждена в работе [1], хотя и наблюдается некоторое небольшое различие для значений растворимости при 1300° С. Кривая

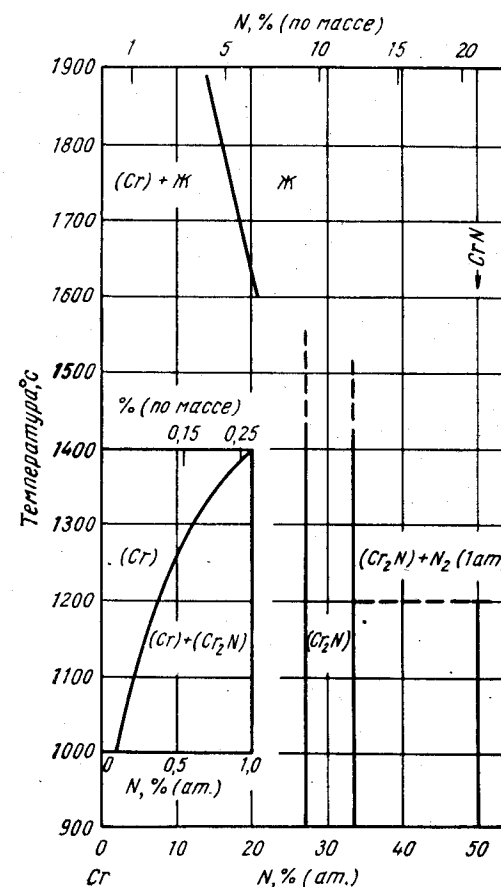


Рис. 167. Cr—N

растворимости (рис. 167) представляет собой компромисс этих двух серий данных. Растворимость N в расплавленном Cr, по данным работы [2], хорошо согласуется с данными более ранних работ, очень высока даже вблизи температуры плавления чистого Cr ( $1875 \pm 15^\circ \text{C}$ ). Ход кривой ликвидуса для сплавов в интервале концентраций 0—14% (ат.) N пока точно не известен. Наиболее вероятно, что кривые ликвидуса и солидуса в этой области должны иметь плоский максимум типа азеотропного. Крутое снижение ликвидуса не удалось связать с протеканием эвтектического или перитектического превращений.

Фаза  $\text{Cr}_2\text{N}$  имеет область гомогенности от 27,6 до 33,3% (ат.) N [3]. Маловероятно, что удастся получить истинные характеристики плавления фаз в данной системе, кроме условий очень высокого давления  $\text{N}_2$ . Иначе фазы диссоциируют, и их стабильность будет определяться значениями температур и давления [3]. Фаза  $\text{CrN}$  при давлении  $\text{N}_2$  в 1 атм диссоциирует при температуре ниже  $1300^\circ \text{C}$  [4] и около  $1100^\circ \text{C}$  [3]. По новым определениям, период решетки равен 4,138—4,139 А [5].

1. Caplan D. a. o. Ductile Chromium, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1957, p. 196—215.
2. Humbert J. C., Elliott J. F. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 1076—1088.
3. Smith W. H. Dissertation, Rensselaer Polytechnic Institute, 1958, p. 20—52.
4. Miyagawa O., Okamoto M. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1959, v. 23, p. 68—572.
5. Пинскер З. Г., Абросимова Л. Н. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 281—287.

1,7480  
0,2520

### Cr—Nb. Хром—ниобий \*

Исследованиям равновесий в этой системе посвящены работы [1—4] и частично [5, 6]. Данные исследователей хорошо согласуются в отношении формы диаграммы и образования конгруэнтно плавящимся соединением  $\text{NbCr}_2$  эвтектик с каждым из первичных твердых растворов и плохо согласуются в отношении взаимодействия компонентов в твердом состоянии. Чистота Cr, использовавшегося для исследований, составляла во всех случаях  $>99,9\%$ , чистота Nb менялась от 99,8% [1, 2] до 98,2% [4]. Методами исследований были металлографический, термический и рентгеноструктурный анализы сплавов, выплавленных в дуговых печах или спеченных.

Эвтектическая смесь  $\text{NbCr}_2$  с твердым раствором на основе Nb, по данным разных работ, образуется при различных условиях:

Содержание Nb, % (ат.) [% (по массе)]	48,4 [62,5]	53	39	48,9	65 [65]
Температура, $^\circ \text{C}$	1717 [1]	1600 [2]	1660 [3]	1710 [4]	1660 [5]

Образование эвтектической смеси  $\text{NbCr}_2$  с твердым раствором на основе Cr по данным разных работ происходит при различных условиях:

Содержание Cr, % (ат.) [% (по массе)]	81,4 [71]	88	78—79	79,9	80,7 [70]	80,7 [70]
Температура, $^\circ \text{C}$	1660 [1]	1610 [2]	1600 [3]	1660 [4]	1640 [5]	1625 [6]

При изучении равновесий в твердом состоянии результаты исследователей разнятся: в работах [1, 3, 4] не обнаружено области гомогенности для соединения  $\text{NbCr}_2$ , а в работах [2, 6, 7] указано, что эта область существует и составляет ~6% (ат.); в исследовании [5] обнаружена небольшая область растворимости выше  $1500^\circ \text{C}$  и аллотропическое превращение при  $1585^\circ \text{C}$  (эти данные получены при изучении тройных сплавов с 3—5% Ni); в работе [1] сообщается о высокотемпературной аллотропии Cr, распадающегося по эвтектической реакции при  $1550^\circ \text{C}$ , концентрация эвтектической точки ~3,4% (ат.) [6% (ат.)] Nb; наконец в работе [8] методом локального рентгеноспектрального анализа диффузионных

пар обнаружены два соединения:  $\text{NbCr}$  и  $\text{NbCr}_7$ . Вместе с тем в работе [8] сообщается о выделении Nb из  $\text{NbCr}_2$  при охлаждении.

Диаграмма (рис. 168) построена по данным работ [1, 2]. Результаты работ [1, 8] и диаграмма, приведенная в исследовании [5], указывают на протекание по крайней мере одной (а возможно и двух) реакций в твердом состоянии выше  $1500^\circ \text{C}$ . Эти реакции, по данным работы [5], также приведены на вставке рис. 168.

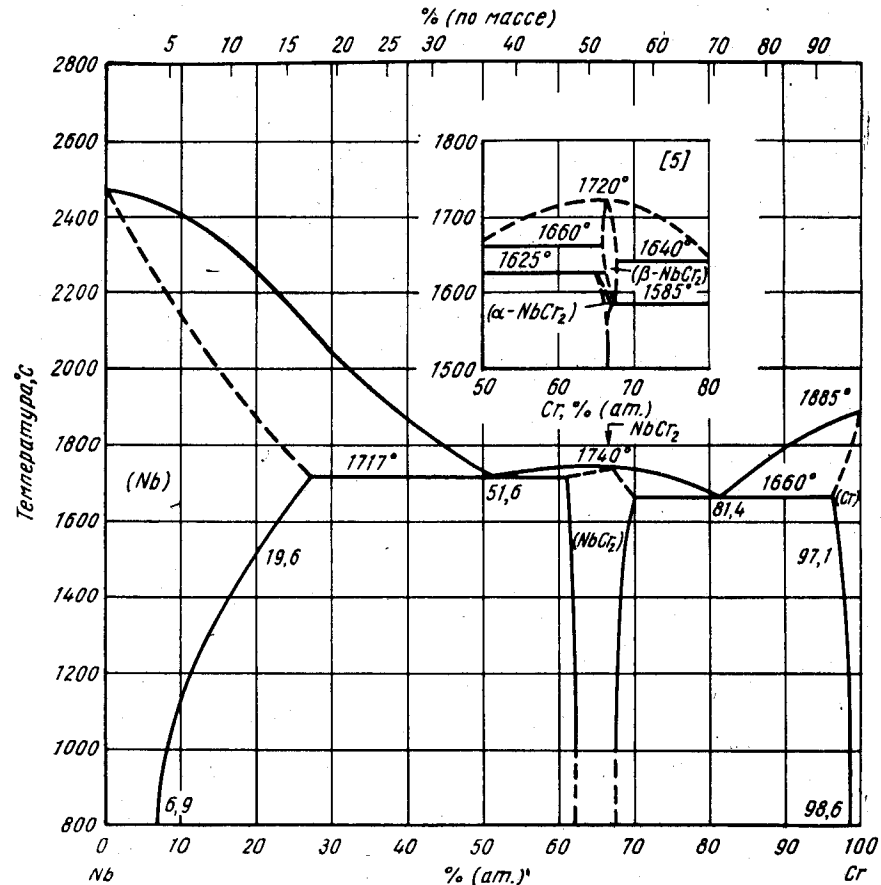


Рис. 168. Cr—Nb

Температура плавления соединения  $\text{NbCr}_2$  составляет  $1740^\circ \text{C}$  [1],  $\sim 1750^\circ \text{C}$  [2] или  $1720 \pm 5^\circ \text{C}$  [5].  $\text{NbCr}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодами  $a = 7,001 \text{ \AA}$  [64% (ат.) Cr];  $a = 6,981 \text{ \AA}$  [70% (ат.) Cr] [2];  $a = 6,96 \div 6,98 \text{ \AA}$  [3] или  $a = 6,98 \text{ \AA}$  [9]. Высокотемпературная модификация имеет решетку скорее всего гексагональную типа  $\text{MgZn}_2$  с периодами  $a = 4,93 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,12 \text{ \AA}$  [5].

1. Misencik J. A., Master's Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 1960, 45p., U. S. Dept. Comm. Office Tech. Serv., PB Rept. 147, p. 279.
2. Goldschmidt H. J., Brand J. A., J. Less-Common Metals, 1961, v. 3, p. 44—61.

3. Елютин В. П., Функе В. Ф. Изв. АН СССР, ОТН, 1956, № 3, с. 68—76.
4. Еременко В. Н. и др. Металловедение и обработка металлов, 1958, № 1, с. 11—16; Вопросы порошковой металлургии и прочности материалов, Изд-во АН УССР, 1958; № 5, с. 36—48.
5. Пан В. М. ФММ 1961, т. 12, с. 455—457; Доповіді АН УССР, 1961, с. 332—334.
6. Свечников В. Н. и др. Исследования по жаропрочным сплавам, Институт металлургии АН СССР, 1959, № 4, с. 248—256.
7. Захарова М. И., Прокошкин Д. А. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия, и топливо, 1961, № 4, с. 59—67.
8. Birks L. S., Seebold R. E. J. Nucl. Mater., 1961, v. 3, p. 249—259; U. S. Naval Res. Lab. Rept. NRL—5461, 1960, 13p.
9. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 156—158.

1,5569  
0,4431

### Cr—Nd. Хром—неодим

По данным металлографического анализа, растворимость Nd в Cr при 1260° С составляет много меньше 0,11% (ат.) [0,30% (по массе)] и уменьшается с температурой [1].

1. Epstein S. G. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14 p.

1,9475  
0,0525

### Cr—Ni. Хром—никель \*

Систему исследовали с целью выяснить, имеет ли Cr высокотемпературную аллотропическую модификацию, приводящую при легировании к эвтектоидному превращению (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, рис. 313, 314). В работе [1] при изучении диффузионных пар подтверждена аллотропия; в работе [2], по данным металлографического и термического анализов, утверждается, что Cr имеет пять (I) аллотропических модификаций, приводящих к четырем эвтектоидным реакциям. Однако в работах [3—5] при использовании микроскопического, рентгеноструктурного, дилатометрического и термического анализов не обнаружено эвтектоидного превращения (что в предположительной форме свидетельствует об отсутствии аллотропии у Cr). Термодинамические данные, полученные на основании измерений *effusion*, нельзя использовать для решения вопроса о наличии или отсутствии аллотропии у Cr [6]. Авторы работ [3, 5, 7—10] изучали растворимость Ni в «α-Cr» и получили данные, хорошо согласующиеся между собой и с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 313). В результате всестороннего микро- и рентгеноструктурного исследования, проведенного в работе [5], установлены следующие значения растворимости Ni в Cr: 38% (ат.) при 1345° С (эвтектическая); 27% (ат.) при 1200° С; 12,5% (ат.) при 1100° С; 7% (ат.) при 1000° С и 2% (ат.) при 800° С. По данным других исследователей, максимальная растворимость Ni в Cr выше, чем указано М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 313): 40,5% (ат.) [3]; 39% (ат.) [4, 7]; 62,8% (ат.) (?) [9], 50% (ат.) [10]. В работе [11] при новом определении растворимости Ni получены данные, хорошо согласующиеся с ранее приведенными (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I [11]).

В работе [11] продолжали изучать упорядоченное соединение Ni<sub>2</sub>Cr; оно существует в интервале концентраций 25—36% (ат.) Cr с максимумом при 580° С и 33,7% (ат.) Cr. Это подтверждается и данными работ [12—14]. В работе [15] методами нейтронографии и дилатометрии исследованы сплавы с 24,9 и 28% (ат.) Cr, но признаков упорядочения не обнаружено.

1. Васютинский Б. М. и др. ФММ, 1960, т. 9, с. 558—563.
2. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1248—1251; Григорьев А. Т.; Соколовская Е. М. Вестник МГУ, серия II, Химия, 1961, т. 16, № 6, с. 3—15.

356

3. Свечников В. Н., Пан В. М. Доповіді АН УССР, 1960, № 7, с. 917—920.
4. Williams R. O. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 1257—1260.
5. Bechtoldt C. J., Vacher H. C. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 14—18.
6. Kubaschewski O. u. a. Z. Electrochem., 1960, Bd 64, S. 801—805.
7. Корнилов И. И., Снежков А. Я. Изв. АН СССР, ОТН, 1955, № 7, с. 84—88.
8. Pearson W. B., Thompson L. T. Canad. J. Phys., 1957, v. 35, p. 349—357.
9. Смущков И. В., Каракулин Е. ФММ, 1960, т. 9, с. 943—945.
10. Корнилов И. И. Доматенко Н. Т. ДАН СССР, 1958, т. 120, с. 311—313.
11. Boer H. G. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 614—622.
12. Багаряцкий Ю. А., Тяпкин Ю. Д. ДАН СССР, 1958, т. 122, с. 806—809.
13. Семенова Н. В. ФММ, 1958, т. 6, с. 1017—1026.
14. Schuller H., Schwaab P. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 81—84.
15. Roberts B. W., Swalin R. A. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 845—846.

0,5120  
1,4880

### Cr—O. Хром—кислород \*

Растворимость O в твердом Cr (был взят специальный особо чистый Cr), по данным химического анализа [1], составляет

Температура, °С . . . . .	1550	1400	1300	1200	1100
Растворимость, % (ат.) . . . . .	0,043	0,023	0,011	0,005	0,0025

Сообщается о соединении Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> нестехиометрического состава, период его решетки и цвет меняются при изменении содержания Cr. Температура плавления Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 2330° С в воздухе и 2315° С в азоте [3].

В работе [4] разложили соединение CrO<sub>3</sub> при 350° С под давлением кислорода в 60 ат. Продукт, получившийся после распада, имел состав CrO<sub>2,14</sub>, был магнитным и имел тетрагональную решетку типа рутила с периодами *a* = 4,423 Å, *c* = 2,917 Å.

В работе [5] подтверждена у соединения CrO<sub>2</sub> решетка типа рутила.

По данным работы [6], соединение Cr<sub>3</sub>O изоморфно с Cr<sub>3</sub>Si.

1. Caplan D. a. o. Ductile Chromium. American Society for Metals, Metals, Park, Ohio, 1957, p. 196—215.
2. Дискуссия по статье R o o k s b y H. P. Trans. Brit. Ceramic Soc., 1957, v. 56, p. 581—589.
3. McNally R. N. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1961, v. 44, p. 491—493.
4. Wilhelmi K. A., Jonsson O. Acta Chem. Scand., 1958, v. 12, p. 1532—1533.
5. Takekazu B., Hirota E. Natl. Tech. Rept. (Matsushita Elec. Ind. Co., Osaka), 1961, v. 7, p. 372—390; Chem. Abstr., 1962, v. 56, p. 15113.
6. Hagg G., Schonberg N. IVA Tidskr., 1953, Bd 24, S. 345—346.

1,4369  
0,5631

### Cr—Os. Хром—осмий \*

В системе идентифицированы два соединения: Cr<sub>3</sub>Os с кубической решеткой типа β-W [1, 2] и Cr<sub>2</sub>Os с тетрагональной решеткой, σ-фаза [2, 3]. Периоды решеток соединений у Cr<sub>3</sub>Os: *a* = 4,6779 ± 0,0002 Å [1]; *a* = 4,677 Å [2]; у Cr<sub>2</sub>Os: *a* = 9,107 Å, *c* = 4,696 Å [2]; *a* = 9,04 Å, *c* = 4,60 Å [3].

1. Nevitt M. V. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 350—355.

357

2. Waterstart R. M., Kasper J. S. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 872—873.  
 3. Knarton A. G. J. Inst. Metals, 1958—1959, v. 87, p. 28—32.

0,2251  
 Г,7749

### Cr—P. Хром—фосфор \*

Подтверждено существование в системе соединения CrP с ромбической решеткой типа MnP (B31) [1]. Периоды решетки:  $a = 5,362 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,113 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,018 \text{ \AA}$ , несколько отличаются от приведенных М. Хансенom и К. Андерко, (см. т. I [7, 9]).

1. Rundqvist S. Acta Chem. Scand., 1962, v. 16, p. 287—292.

Г,3997  
 0,6003

### Cr—Pb. Хром—свинец \*

Растворимость Cr в жидком Pb в температурном интервале 908—1210° C определена в работе [1] методом отбора жидких проб (табл. 15).

ТАБЛИЦА 15. РАСТВОРИМОСТЬ Cr В ЖИДКОМ Pb

Температура, °C	Cr, % (по массе)	Cr, % (ат.)	Температура, °C	Cr, % (по массе)	Cr, % (ат.)	Температура, °C	Cr, % (по массе)	Cr, % (ат.)
1210	0,160	0,63	1048	0,050	0,20	992	0,020	0,08
1104	0,060	0,24	1014	0,040	0,16	964	0,020	0,08
1098	0,060	0,24	1002	0,030	0,12	908	0,010	0,04
1060	0,045	0,18						

1. Alden T. a. o. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 15—17.

Г,5671  
 0,4329

### Cr—Pr. Хром—празеодим

По данным металлографического анализа, растворимость Pr в Cr при 1260° C составляет много меньше 0,14% (ат.) [0,37% (по массе)] и уменьшается с температурой [1].

1. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376. 1959, 14 p.

Г,3323<sup>1</sup>  
 0,6677

### Cr—Pu. Хром—плутоний \*

Исследования, проведенные в США [1] и СССР [2], хорошо согласуются между собой и показывают, что в системе отсутствуют какие-либо соединения и она представляет собой простую систему эвтектического типа. В работе [1] не обнаружили эвтектическую структуру у литых сплавов, в результате чего сочли, что эвтектическая (?) точка совпадает с ординатой Pu, как это показано на рис. 169. По данным работы [2], эвтектическая температура 615° C, а состав эвтектической

<sup>1</sup> Значения  $\Gamma_g$ , приведенные в справочнике М. Хансена и К. Андерко (см. т. I), неверны. Следует пользоваться данными выше величинами.

точки <2,2% (ат.) Cr — (возможно) наименьшая из исследованных концентраций Cr. Эта работа критически рассмотрена в статье Schonfeld F. W. «The Metal Plutonium», eds. A. S. Coffinberry and Miner W. N., University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 255—264.

Как сообщается в работе [3], Cr «фактически не растворяется» в  $\delta$ -,  $\delta'$ - и  $\epsilon$ -Pu, поэтому температуры аллотропических превращений  $\delta \rightleftharpoons \delta'$  и  $\delta' \rightleftharpoons \epsilon$  никак не изменяются. В работе [1] также сообщается, что добавки Cr к Pu не влияют на температуры полиморфных превращений.

1. Schonfeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599; Schonfeld F. W. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 240—254.

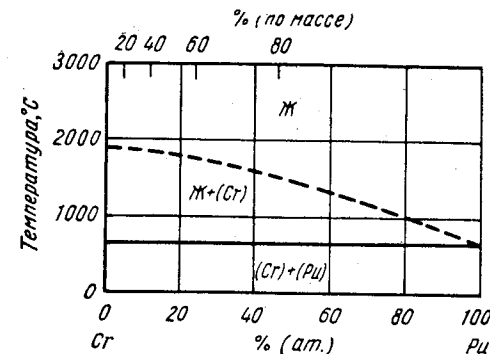


Рис. 169. Cr—Pu

2. Бочвар А. А. и др. Труды II Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых, т. 3. Ядерное горючее и реактивные металлы. Атомиздат, 1959, с. 376—395.  
 3. Elliott R. O., Larson A. C. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner., University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 265—280.

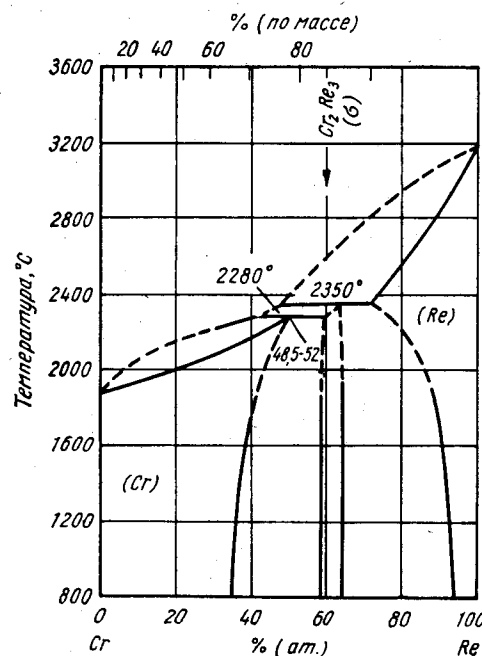


Рис. 170. Cr—Re

существует в интервале концентраций 57—64,7% (ат.) [83—87% (по массе)] Re. Эта фаза образуется по перитектической реакции при 2350° C. В температурном интервале 1600—1800° C в Re растворяется ~10% (ат.) [5% (по массе)] Cr. Измерения температур солидуса указывают на заметно большую растворимость Cr в Re при 2350° C.

Г,4459  
 0,5541

### Cr—Re. Хром—рений \*

Диаграмма (рис. 170) построена в работе [1] по данным металлографического и термического анализов сплавов, выплавленных в дуговых печах из 99,8%-ного Re и электролитического Cr. Температура плавления Cr при добавлении Re повышается до перитектической реакции при 2280° C. Единственная интерметаллидная фаза существует

Интерметаллидная фаза в системе, названная  $\text{Cr}_2\text{Re}_3$  [2, 3] или  $\text{CrRe}_2$  [4], идентифицирована как  $\sigma$ -фаза с тетрагональной решеткой и периодами  $a = 9,25 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,8 \text{ \AA}$  [1];  $a = 9,31 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,83 \text{ \AA}$  [2];  $a = 9,290 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,831 \text{ \AA}$  [4]. Сверхструктурные линии на рентгенограммах были обнаружены в работе [3].

1. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 1928—1930.
2. Niemiec J., Trzebiatowski W. Bull. Acad. Polon. Sci., Classe III, 1956, v. 4, p. 601—603.
3. Агеев Н. В., Шехтман В. С. ДАН СССР, 1960, т. 135, с. 309—311.
4. Waterstrat R. M., Kasper J. S. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 872—873.

1,7088  
0,2912

### Cr—Ru. Хром—рутений \*

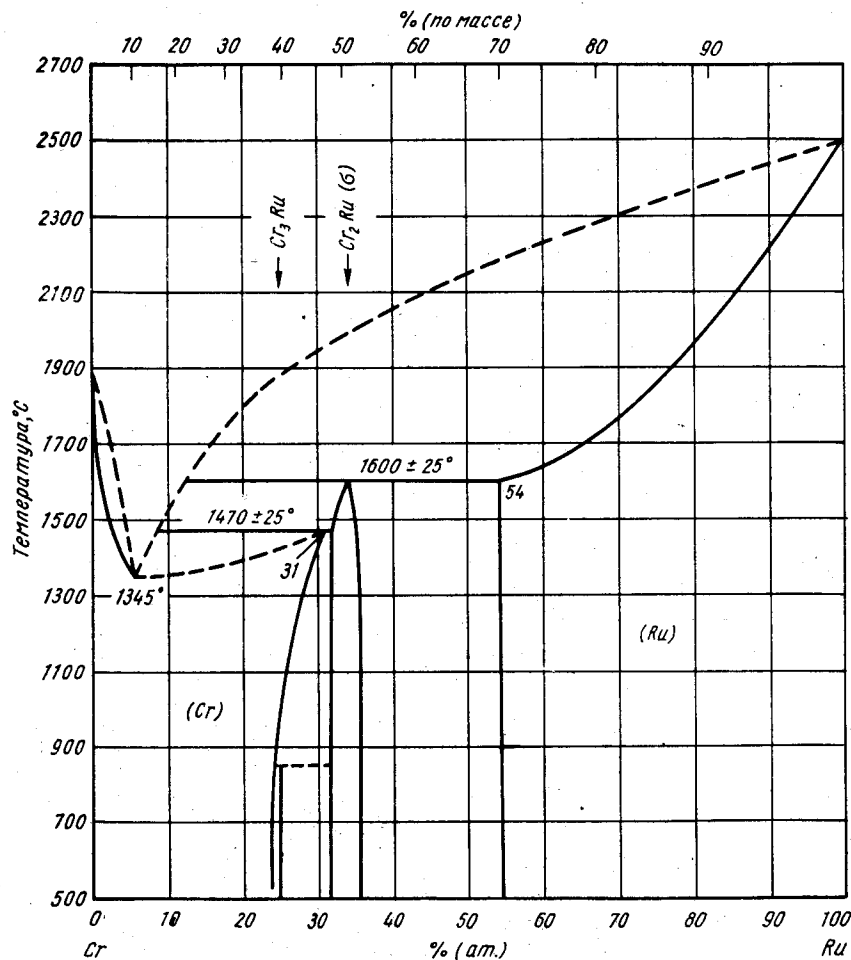


Рис. 171. Cr—Ru

По данным рентгеноструктурного анализа, в работе [1] сделан вывод, что  $\sigma$ -фаза  $\text{Cr}_2\text{Ru}$  не полностью упорядочена; периоды ее решетки:  $a = 9,068 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,704 \text{ \AA}$ . Соединение расплавилось во время отжига при температуре  $1600^\circ \text{C}$ .

Полная фазовая диаграмма (рис. 171) построена в работе [2] на основании результатов термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов, дополненных измерениями твердости и т. э. д. чистота исходных шихтовых материалов составляла 99,8%. К характерным особенностям системы относятся минимум на кривой ликвидуса для твердых растворов на основе Cr, наблюдающийся при  $1345^\circ \text{C}$  и ~5,2% (ат.) [10% (по массе) Ru]. Солидусы сплавов в интервале концентраций 5—30% (ат.) Ru, как и ликвидусы всех сплавов системы, не определены. Фаза  $\text{Cr}_2\text{Ru}$  образуется по перитектоидной реакции, но температура этого неинвариантного равновесия установлена лишь приблизительно. Фаза  $\text{Cr}_2\text{Ru}$  ( $\sigma$ ) при низких температурах имеет область гомогенности от 32 до 35,5% (ат.) Ru. Подтверждено, что  $\text{Cr}_2\text{Ru}$  имеет кубическую решетку типа  $\beta$ -W с периодом, равным  $4,673 \text{ \AA}$ . Для  $\sigma$ -фазы в работе [2] приведены следующие значения периодов:  $a = 9,10 \text{ \AA}$  и  $c = 4,66 \text{ \AA}$ , что примерно соответствует данным работы [1].

1. Waterstrat R. M., Kasper J. S. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 872—873.
2. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1960—1962.

0,2100  
1,7900

### Cr—S. Хром—сера \*

В работе [1] сплавы, содержавшие 48,7%—60% (ат.) S, были получены спеканием при  $1000^\circ \text{C}$ , охлаждены до комнатной температуры, а затем изучены с помощью рентгеноструктурного анализа. Данные, полученные ранее в работах [2, 3], устарели. Идентифицированы шесть фаз, каждая с узкой областью гомогенности:  $\text{CrS}$ ,  $\text{Cr}_7\text{S}_8$ ,  $\text{Cr}_5\text{S}_6$ ,  $\text{Cr}_3\text{S}_4$ , и два состава около  $\text{Cr}_2\text{S}_3$ . За исключением  $\text{CrS}$ , структуры других соединений кристаллографически близки между собой.

$\text{CrS}$  имеет моноклинную решетку;  $a = 3,826 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,913 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,089 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 101^\circ 36'$ . Периоды решетки  $\text{CrS}$  зависят от скорости охлаждения, что связано с областью гомогенности при высоких температурах [1].  $\text{CrS}$  находится в равновесии с твердым раствором на основе Cr.

$\text{Cr}_7\text{S}_8$  имеет гексагональную решетку, промежуточную между решетками NiAs и  $\text{Cd}(\text{OH})_2$  и имеющую произвольно распределенные вакансии. Область гомогенности узкая: 53,2—53,5% (ат.) S. Периоды решетки меняются от  $a = 3,464 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,763 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [53,2% (ат.) S] до  $a = 3,459 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,761 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [53,5% (ат.) S] [1].

$\text{Cr}_5\text{S}_6$  имеет гексагональную решетку, аналогичную  $\text{Cr}_7\text{S}_8$ , с той лишь разницей, что вакансии в структуре распределены упорядоченно. Область гомогенности очень узкая;  $a = 5,982 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,509 \pm 0,003 \text{ \AA}$  [1].

Решетка  $\text{Cr}_3\text{S}_4$  о. ц. моноклинная; область гомогенности 55,9—56,8% (ат.) S. Периоды элементарной ячейки:  $a = 5,973 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,432 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,361 \pm 0,006 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 91^\circ 9' \pm 4'$  [55,9% (ат.) S];  $a = 5,960 \pm 0,003 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,427 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,253 \pm 0,006 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 91^\circ 38' \pm 2'$  [56,8% (ат.) S] [1].

При содержании в сплаве 59,1% (ат.) S существует гексагональная структура  $\text{Cr}_2\text{S}_3$ . Ее периоды меняются от  $a = 5,939 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,192 \pm 0,003 \text{ \AA}$  (со стороны Cr) до  $a = 5,943 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,171 \pm 0,003 \text{ \AA}$  (со стороны S) [1]. Эта структура похожа на структуру соединений  $\text{Cr}_7\text{S}_8$  и  $\text{Cr}_5\text{S}_6$  с той лишь разницей, что вакантные места в решетках соединений теперь заняты атомами.

При содержании в сплаве 60% (ат.) S существует ромбоэдрическая структура  $\text{Cr}_2\text{S}_3$ , промежуточная между структурами NiAs и  $\text{Cd}(\text{OH})_2$ . Эквивалентная гексагональная решетка имеет следующие периоды:  $a = 5,937 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,698 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [59,8% (ат.) Cr] и  $a = 5,939 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,65 \pm 0,01 \text{ \AA}$  (стехиометрический состав).

Диаграмма в интервале концентраций 48,5—54,5% (ат.) S была изучена в работе [4] методами измерения электрических и магнитных свойств, а также рентгеноструктурным анализом. Обнаружено, что выше 570° С моноклинная структура CrS и сверхструктура типа NiAs ( $Cr_7S_8$ ) исчезают, уступая место в данном интервале концентраций «чистой» структуре типа NiAs. Отношение  $c/a$  для последней структуры NiAs составляет 1,64.

1. Jellinek F. Acta Cryst., 1957, v. 10, p. 620—628.
2. Jellinek F. Congr. Intern. Chim. Pure Appl., 16, Paris, 1957, Mem. Sect. Chim. Minerale, 1958, p. 187—192.
3. Jellinek F. Koninkl. Ned. Akad. Wetenschap. Proc., 1955, v. 53B, p. 213—217.
4. Kamigaichi T. J. Sci. Hiroshima Univ., 1960, v. A24, p. 371—378.

I, 6306  
0,3694

### Cr—Sb. Хром—сурьма \*

В работе [1] приведены периоды гексагональной типа NiAs решетки соединения CrSb, медленно охлажденного с температуры 700° С:  $a = 4,13$  А,  $c = 5,51$  А. В работе [2] подтверждено наличие в системе ранее обнаруженного соединения CrSb<sub>2</sub>.

1. Lotgering F. K., Gorter E. W. Phys. Chem. Solids, 1957, v. 3, p. 238—249.
2. Абрикосов Н. Х., Банкина В. Ф. ДАН СССР, 1956, т. 108, с. 627—628.

0,0633  
I, 9367

### Cr—Sc. Хром—скандий

Сплавы, выплавленные дуговой плавкой, изучены в работе [1], при этом установлено, что растворимость Sc в Cr < 0,35% (ат.) [0,30% (по массе)]. Есть основания полагать, что вторая фаза представляет собой металлический Sc, что указывает на отсутствие в системе соединений.

1. Geiselman D. ASD Tech. Rept. WADD—TR—60—894, 1951, 51 p; особенно p. 12—13.

I, 8187  
0,1813

### Cr—Se. Хром—селен \*

Выполняя часть программы по изучению магнитных свойств различных соединений с гексагональной решеткой типа NiAs, в работе [1] методами порошковой металлургии приготовили соединение CrSe и измерили периоды его решетки. Полученные величины составляют:  $a = 3,71$  А,  $c = 6,03$  А, что соответствует данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [3]).

Длительным нагревом в вакууме при температуре 1100° С было получено соединение Cr<sub>3</sub>Se<sub>4</sub> с моноклинной структурой [2]; исходными шихтовыми материалами служили высокочистые Cr и Se. Элементарная ячейка оказалась сложней, чем это было указано М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [2]);  $a = 6,32$  А,  $b = 3,62$  А,  $c = 11,77$  А,  $\beta = 91^\circ 28'$ . Анализ кристаллической структуры показал упорядочение вакансиями Cr соединений Cr<sub>3</sub>Se<sub>4</sub> и Cr<sub>7</sub>Se<sub>8</sub> нестехиометрического состава [2].

1. Lotgering F. K., Gorter E. W. Phys. Chem. Solids, 1957, v. 3, p. 238—249.
2. Chevreton M., Bertaut F. Compt. Rend., 1961, v. 253, p. 145—147.

362

0,2675  
I, 7325

### Cr—Si. Хром—кремний \*

Проведя новые исследования, авторы работ [1, 2] сошлись на том, что в данной системе присутствуют следующие соединения: Cr<sub>3</sub>Si; Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, CrSi и CrSi<sub>2</sub>. В работе [1] исследование вели с помощью рентгеноструктурного и металлографического анализов, сплавы готовили дуговой или индукционной плавкой из 99,8%-ного Si и электролитического Cr; в работе [2] сплавы плавляли в дуговых печах из спектрально чистых материалов. В работе [2] не приведены экспериментальные данные, опубликована лишь результирующая диаграмма. Ни в первой, ни во второй работах не определялись ликвидусы сплавов.

По данным работы [1], сплав, содержащий 6,3% (ат.) [3,5% (по массе)] Si, в литом состоянии представляет собой однофазную структуру твердого раствора на основе Cr, в то же время сплав с 10,6% (ат.) [6% (по массе)] Si является двухфазным. Изучение отожженных сплавов показало, что растворимость Si в Cr уменьшается с температурой от 4,8—6,4% (ат.) [2,5—3,5% (по массе)] Si при 1350° С до 2,7—4,8 (ат.) [1,5—2,5% (по массе)] Si при 800° С. Область гомогенности соединения Cr<sub>3</sub>Si ~ 37 + 40% (ат.) Si; граница Cr<sub>3</sub>Si/(Cr<sub>3</sub>Si + Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) находится при ~ 26% (ат.) Si. Соединения Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и CrSi образуют эвтектическую смесь [1]. Те же опыты с отожженными сплавами показали, что соединение Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> устойчиво, по крайней мере, до 400° С.

В работе [2] получили следующие данные о растворимости при температуре 1000° С: 7,5% (ат.) Si в твердом растворе на основе Cr; области гомогенности у соединения Cr<sub>3</sub>Si: 18—31% (ат.) Si, у Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>: 36—41% (ат.) Si, отсутствие области гомогенности у соединения CrSi, «несколько процентов» у соединения CrSi<sub>2</sub>. По данным работы [3], в CrSi<sub>2</sub> растворяется, по крайней мере, 66,7—69,7% (ат.) Si.

При измерении электросопротивления сплавов, выплавленных в кварцевых трубах, в работе [4] установлено существование следующих фаз: Cr<sub>3</sub>Si, Cr<sub>2</sub>Si, Cr<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, CrSi и CrSi<sub>2</sub>. Предел растворимости для соединения Cr<sub>2</sub>Si примерно совпадает с пределом, установленным в работе [2] для Cr<sub>3</sub>Si. Это приводит к мысли о возможности существования более сложных равновесий в системе при низких температурах. Соединение Cr<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> найденное в работе [4], правильнее считать соединением Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> (см. [5, 6]).

Анализ монокристаллов [5, 6] убедительно показал, что стехиометрический состав промежуточной фазы, содержащей 36,41% (ат.) Si, Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>. Решетка этого соединения тетрагональная, изоструктурная с Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и W<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, структурной группы  $I4/mcm$ ;  $a = 9,170 \pm 0,006$  А,  $c = 4,636 \pm 0,003$  А [6].

Данные работ [1, 2] свидетельствуют о том, что добавки являются причиной уменьшения периода решетки твердого раствора на основе Cr с 2,888 до 2,883 А [8,0% (ат.) Si] [1] и с 2,8848 до 2,8826 А [7,5% (ат.) Si] [2]. Период кубической типа  $\beta$ -W решетки соединения Cr<sub>3</sub>Si меняется с изменением содержания Si от 4,576 [18% (ат.) Si] до 4,563 А [31% (ат.) Si] [2]. С увеличением содержания Si размеры элементарной ячейки соединения Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> несколько уменьшаются [2]. В той же работе [2] подтверждено, что период кубической решетки соединения CrSi 4,629 А. Периоды гексагональной решетки соединения CrSi<sub>2</sub> также связаны с содержанием Si:  $a = 4,436$  А,  $c = 6,369$  А (много Cr);  $a = 4,428$  А,  $c = 6,363$  А (много Si) [2].

Диаграмма (рис. 172) построена по результатам работ [1—3] с учетом данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [14, 16, 25]). Пределы растворимости для соединения Cr<sub>3</sub>Si, определенные в работе [2], не согласуются с реакцией образования эвтектической смеси твердых растворов на основе Cr и соединения Cr<sub>3</sub>Si; концентрация эвтектической точки 20% (ат.) Si, о которой сообщалось ранее М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I [14]). Приведенные на рис. 172 конгруэнтное плавление соединения Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и эвтектическая реакция образования смеси твердых растворов на основе Cr<sub>3</sub>Si и Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> полностью гипотетичны, равновероятно и образование соединения Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> по перитектической реакции. Необходимо дальнейшее тщательное изучение системы Cr—Si металлографическим и термическим анализами.

363

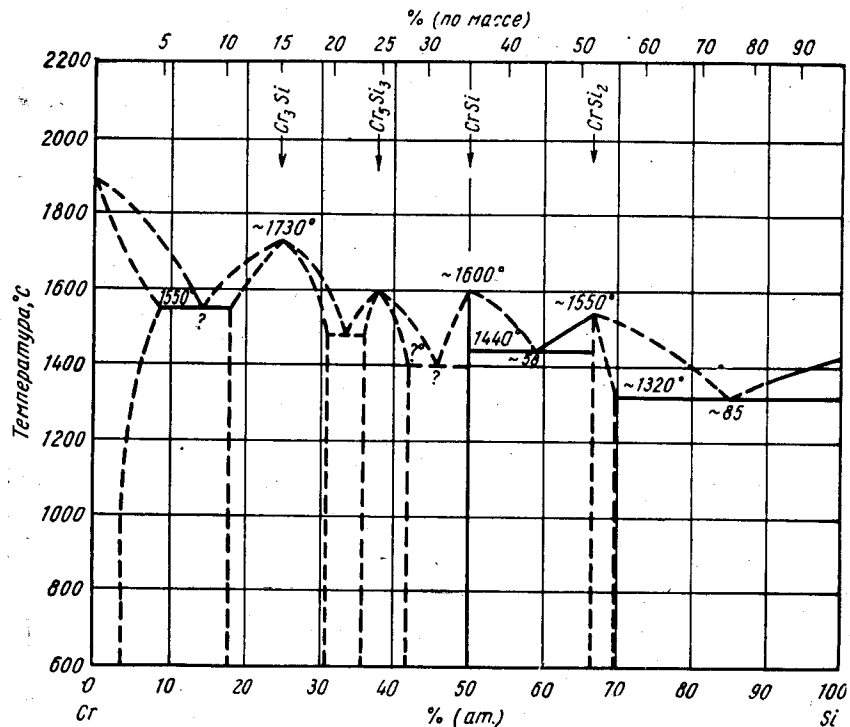


Рис. 172. Cr—Si

1. Гусева Л. Н., Овечкин В. И. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 6, с. 27—31.
2. Goldschmidt H. J., Brand J. A. J. Less-Common Metals, 1961, v. 3, p. 34—43.
3. Трусова В. П. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 1119—1122.
4. Никитин Е. Н. ФТТ, 1960, т. 2, с. 2685—2688.
5. Parthe E. u. a. Monatsh. Chem., 1955, Bd 86, S. 385—396.
6. Dauben C. H. a. o. J. Phys. Chem., 1956, v. 60, p. 443—445.

$\bar{1},5388$   
0,4612

### Cr—Sm. Хром—самарий

В твердом состоянии при 1260° С Sm в Cr практически не растворяется [1].

1. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14 p.

$\bar{1},6416$   
0,3584

### Cr—Sn. Хром—олово \*

Растворимость Cr в жидком Sn определена методом отбора жидких проб [1]. Результаты этой работы показаны на рис. 173. Хотя исследователи не сообщают чистоту используемых материалов, можно предполагать, что и Sn, и Cr были достаточно высокой чистоты. Твердая фаза, находящаяся в равновесии с насыщенным раствором, скорее всего твердый раствор на основе Cr.

1. Stevenson D. A., Wulff J. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 271—275.

364

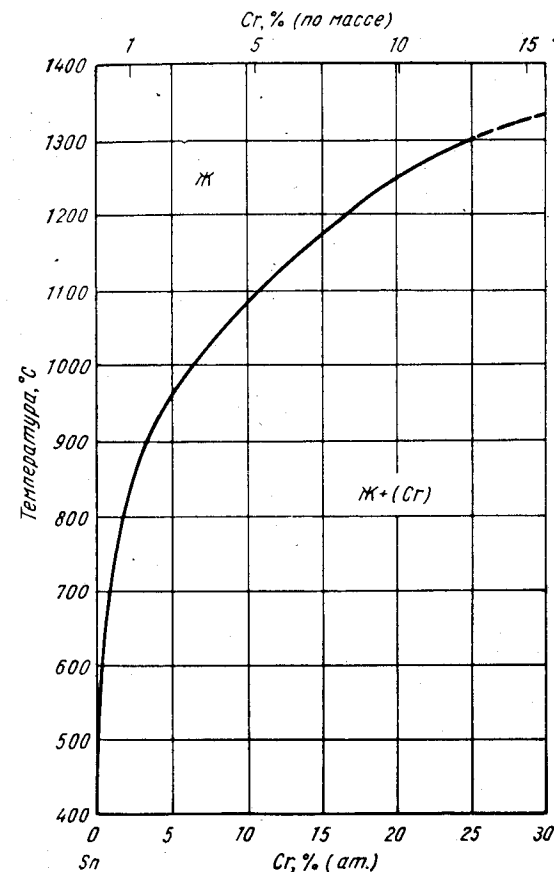


Рис. 173. Cr—Sn

$\bar{1},4587$   
0,5413

### Cr—Ta. Хром—тантал \*

Диаграмма (рис. 174) была вновь изучена в работах [1, 2] методами микроструктурного и термического анализов сплавов, приготовленных дуговой плавкой из 99,4%-ного Ta и 99,68%-ного Cr. В системе существует только одно соединение TaCr<sub>2</sub>, плавящееся конгруэнтно при 2020° С. Происходят два эвтектических превращения: образование смеси TaCr<sub>2</sub> и твердого раствора на основе Ta при 1980° С, концентрация эвтектической точки 53,7% (ат.) [75% (по массе)] Cr и смеси TaCr<sub>2</sub> и твердого раствора на основе Cr при 1700° С, концентрация эвтектической точки 87,1% (ат.) [66% (по массе)] Cr. Металлографически показано, что TaCr<sub>2</sub> не имеет области гомогенности. По данным дифференциального термического анализа, в соединении TaCr<sub>2</sub> при 1805° С происходит полиморфное превращение. Растворимость Cr в Ta в твердом состоянии при 1800° С ~15% (ат.) [5% (по массе)].

Предельная растворимость Ta в Cr при 1700° С ~3,4% (ат.) [11% (по массе)] [2]. Дифференциальным термическим анализом установлено, что аллотропическое превращение в Cr происходит при 1830° С. Однако так как в работе [2]

365

утверждается, что Cr имеет о. ц. к. решетку после затвердевания, неясно, к какой кристаллической структуре приводит указанное полиморфное превращение.

В более поздних работах тех же авторов [3, 4] диаграмма разработана с учетом пяти полиморфных превращений Cr. Доказательства этого факта очень слабые и полностью расходятся с данными других работ.

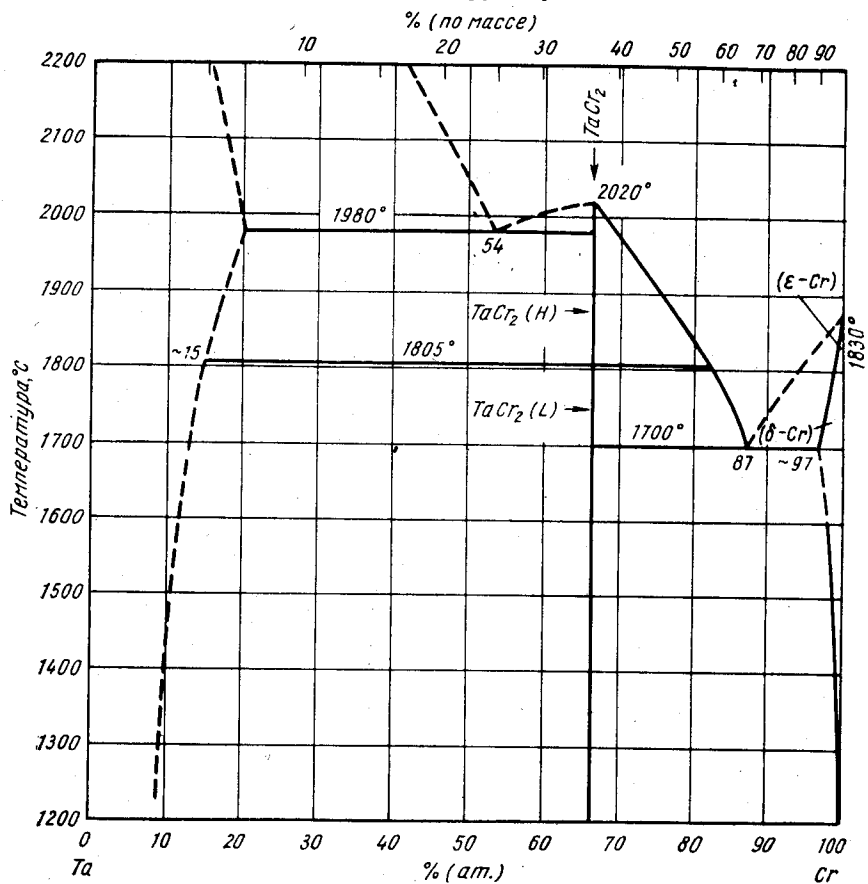


Рис. 174. Cr—Ta

Растворимость Ta в Cr в твердом состоянии по измерению периодов решетки [5] характеризуется следующими величинами, % (ат.): 2,44 при 1600°С; 1,49 при 1500°С; 0,88 при 1400°С; 0,53 при 1300°С; 0,44 при 1200°С. Эти данные введены в рис. 174.

Аллотропия у соединения TaCr<sub>2</sub> подтверждается данными работы [5], где, кроме того, утверждается, что низкотемпературную модификацию можно обнаружить только в виде выделений из твердого раствора на основе Cr при температурах ниже 1400°С.

1. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 651—654.
2. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 2168—2169.
3. Григорьев А. Т. и др. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 1275—1277.

366

4. Григорьев А. Т., Соколовская Е. М. Вестник МГУ, серия II Химия, 1961, т. 16, с. 3—15.
5. Auld J. H., Ryan N. E. J. Less-Common Metals, 1961, v. 3, p. 221—225.

$\bar{T}$ , 5142  
0,4858

### Cr—Tb. Хром—тербий

По данным металлографического анализа, растворимость Tb в Cr при 1260°С составляет много меньше 0,13% (ат.) [0,39% (по массе)] и снижается с температурой [1].

1. Epstein S. G., a. o. U. S. At. Energy Comm. BMI—1376, 1959, 14p.

$\bar{T}$ , 7205  
0,2795

### Cr—Tc. Хром—технеций

Система была изучена в работе [1] рентгеноструктурным анализом Tc, значительно разбавленного Cr. Было обнаружено одно соединение с тетрагональной решеткой типа  $\sigma$ -фазы;  $a = 9,217 \pm 0,001$  А,  $c = 4,803 \pm 0,001$  А при 40% (ат.) Cr.

1. Darby J. B., Lam D. J. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 254—256.

$\bar{T}$ , 6102  
0,3898

### Cr—Te. Хром—теллур \*

Выполняя часть программы по изучению магнитных свойств различных соединений с гексагональной решеткой типа NiAs, в работе [1] методами порошковой металлургии приготовили соединение CrTe и измерили периоды его решетки. Полученные величины для образцов, медленно охлажденных с температуры спекания (чуть ниже температуры плавления Te), составляют:  $a = 4,01$  А,  $c = 6,29$  А. Периоды для образцов, закаленных с тех же температур:  $a = 4,01$  А,  $c = 6,25$  А.

Монокристалл соединения CrTe, вытянутый из расплава по методу Бриджмена [2] и охлажденный в воде с температуры 1050°С, имел решетку типа NiAs с периодами  $a = 3,93$  А,  $c = 6,15$  А, что хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1, 2]). В работе [3] в интервале концентраций 56—65% (ат.) Te обнаружены две ферромагнитные фазы, однако они не идентифицированы.

1. Lotgering F. K., Gorter E. W., Phys. Chem. Solids, 1957, v. 3, p. 238—249.
2. Hirone T., Chiba S. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1991—1994.
3. Гайдуков Л. Г. и др. ФММ 1960, т. 9, с. 152—153.

$\bar{T}$ , 3504  
0,6496

### Cr—Th. Хром — торий \*

В работе [1] сообщается, что данные, приведенные для системы М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I), теперь можно найти в литературе [2].

1. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 107.
2. Wilhelm H. A. a. o. U. S. At. Energy Comm. CT—3714, 1946.



Равновесия в системе в различных интервалах концентраций были изучены вновь в работах [1—6] главным образом с помощью микроструктурного анализа. Температуры солидуса определяли наблюдением за началом расплавления и одновременным измерением температур с помощью термопар [2, 3]. Полученные данные в основном очень хорошо совпадают с приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 328). Эвтектоидную точку, по данным разных авторов, наблюдали:

Содержание Cr, % (ат.) [% (по массе)]	15,4 [16,5]	14 [15]	12 [13]	~12,6 [~3,5]
Температура, °C	720 [1]	720 [3]	650—670 [4]	667 ± 10 [6]

Границу  $\beta/(\beta + \text{TiCr}_2)$  в работе [6] наблюдали при несколько пониженной температуре по сравнению с ранее опубликованными данными, а именно при 900° C и 23% (ат.) [24,5% (по массе)] Cr. Учитывая, что чистота шихтовых материалов, использованных в работе, составляла 99,99% Ti и 99,9% Cr, следует предпочесть эти данные.

Соединение в системе было определено в работе [3] как  $\text{Ti}_2\text{Cr}_3$ , однако после электролитического выделения этого соединения его состав установлен  $\text{TiCr}_2$  [7]. Область гомогенности  $\text{TiCr}_2$  57—70% (ат.) [59—72% (по массе)] Cr [1]. В температурном интервале 1150—1165° C у соединения  $\text{TiCr}_2$  обнаружили полиморфное превращение [8].

Исследования метастабильного твердого раствора на основе  $\beta$ -Ti и переходной фазы  $\omega$  опубликованы в работах [9—13].

1. Еременко В. Н. Труды Института черных металлов АН УССР, 1954, т. 8, с. 40—66.
2. Михеев В. С. Труды Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1957, № 2, с. 154—163.
3. Корнилов И. И. и др. Труды Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1957, № 2, с. 126—134.
4. Douglass R. W. а. о. WADC Tech. Rept. 59—595, 1960, p. 29—43 p. 29—43
5. Багаряцкий Ю. А. и др. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 777—785.
6. Ерманис Ф. а. о. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 904—908.
7. Голубцова Р. В. ДАН СССР, 1961, т. 137, с. 593—596.
8. Gross K. A., Lamborn I. R. J. Inst. Metals, 1959—1960, v. 88, p. 416.
9. Gross K. A., Lamborn I. R. J. Less-Common Metals, 1960, v. 2, p. 36—41.
10. Sprachner S. A. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 57—59.
11. Багаряцкий Ю. А., Носова Г. И. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 17—28.
12. Агеев Н. В. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1976—1978.
13. Гриднев В. Н. и др. Сб. научных трудов Института металлофизики АН УССР, 1960, вып. 11, с. 82—86.

По данным металлографического анализа, растворимость Tm в Cr при 1260° C составляет меньше 0,01% (ат.) [0,03% (по массе)] и понижается с температурой [1].

1. Epstein S. G. а. о. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376, 1959, 14 p.

На основании результатов металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также определения температур начала плавления сплавов, приготовленных из 99,7%-ного V, и более чем 99%-ного электролитического Cr, в работе [1] построена диаграмма (рис. 175). В системе наблюдается неограниченная растворимость в жидком и твердом состояниях с минимумом кривых ликвидуса и солидуса при 1750° C и ~30% (ат.) V; вывод об отсутствии несмешиваемости в твердом состоянии сделан на основании анализа результатов термообработок сплавов при температурах столь низких, как 700° C. Отрицательное отклонение от закона Вегарда (см. М. Хансен и К. Андерко, т. I, [1]) подтверждено в работе [1].

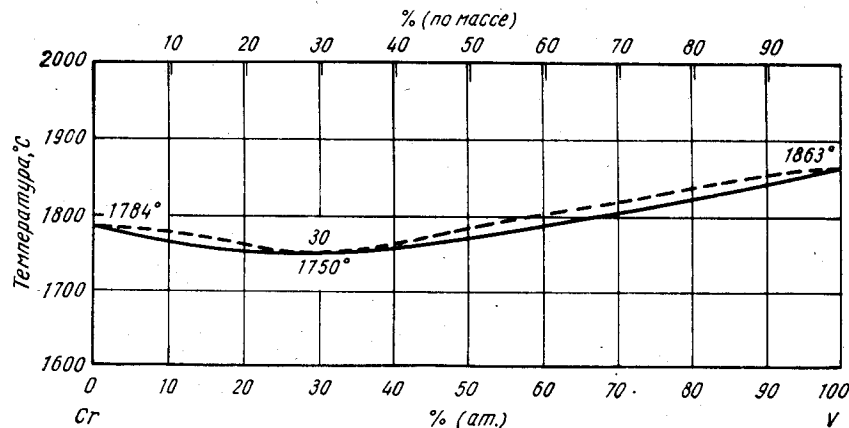


Рис. 175. Cr—V

В работах [2, 3] система изучена с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из алюмотермического V чистой ~95% (ат.). В обоих работах обнаружен минимум на кривых ликвидуса — солидуса. Его температура, по данным работы [2], составляет <1650° C. По данным таблицы, опубликованной в работе [3], указанный минимум находится примерно при 1700° C, однако приведенные здесь температуры плавления чистых компонентов значительно отличаются от общепринятых величин. Результаты работы [3] приведены также и в виде графика, однако при этом использована совершенно непонятная температурная шкала. Предпочтительнее определения, сделанные в работе [1].

1. Carlson O. N. а. о. Reactive Metals, AIME Metallurgical Society Conference, v. 2, Interscience Publishers Inc., N. Y., 1959, p. 277—295.
2. Свечников В. Н. и др. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», Изд-во АН СССР, 1959, вып. 4, с. 248—256.
3. Савицкий Е. М. и др. Труды Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР, 1960, № 4, с. 230—235; Барон В. В., Савицкий Е. М. В сб. «Редкие металлы и сплавы» (Труды I Всесоюзного совещания по сплавам редких металлов, АН СССР, Институт металлургии, 1957). Металлургиздат, 1960, с. 136—155.

Сложные диаграммы для данной системы были опубликованы в работах [1, 2], основанных на предположении, что у Cr имеется пять аллотропических модификаций. Эти диаграммы столь же необычны, как и предположения о существовании

у Cr пяти аллотропных форм, чрезвычайно сильно отличающиеся от всей имеющейся информации о Cr.

1. Григорьев А. Т. и др. Вестник МГУ, серия II, Химия, 1961, т. 16, № 2, с. 19—24.
2. Григорьев А. Т., Соколовская Е. М. Вестник МГУ, серия II, Химия, 1961, т. 16, № 6, с. 3—15.

Т. 7671  
0,2329

### Cr—Y. Хром—иттрий

Имеется четыре исследования равновесий в системе, но результаты их плохо согласуются. По данным работ [1, 2], система простая эвтектическая, в то время как в работах [3, 4] указывается, что в системе происходит при высоких темпе-

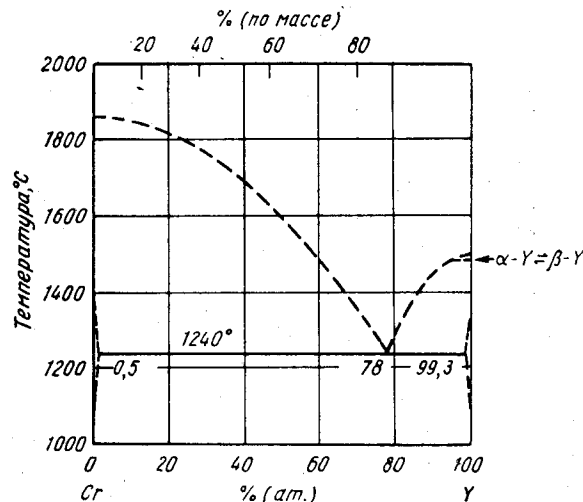


Рис. 176. Cr—Y

ратурах еще монотектическое превращение около Cr. Высказано предположение [5], что за несмешиваемость в жидком состоянии могли быть приняты последствия ликвации по плотности, однако в работе [3] документально доказана монотектическая реакция по измерениям с помощью оптического пирометра. Возможно, что разные данные были получены вследствие использования Y разной чистоты: 99% Y [1], 97% Y [3], более 99% Y [4]. Данные работ [1, 2], которые, как сообщается, «практически идентичны» [5], представлены на рис. 176. Сведения об эвтектическом превращении: по [3]  $1315 \pm 7^\circ \text{C}$ ,  $\sim 79,7\%$  (ат.) [87% (по массе)] Y; по [4]  $1180^\circ \text{C}$ ,  $\sim 41,7\%$  (ат.) [55% (по массе)] Y. По данным работы [3], монотектическая реакция происходит при  $1760 \pm 25^\circ \text{C}$  в интервале концентраций от 0 до более 20% (ат.) [30% (по массе)] Cr, а по данным работы [4] — при  $1890^\circ \text{C}$  в интервале концентраций от 0 до 12,8% (ат.) [20% (по массе)] Cr. Монотектическая температура, приведенная в работе [4], выше температуры плавления Cr!

Авторы всех работ сообщают о взаимной небольшой растворимости элементов в твердом состоянии, но конкретные значения растворимости плохо согласуются, что, возможно, связано с разной чистотой исходного Y: 0,5% (ат.) Y в Cr [1];  $< 0,06\%$  (ат.) [0,1% (по массе)] Y в Cr [6]; содержание Y в Cr «очень ограничено» [7]; 0,7% (ат.) Cr в Y [1].

1. Lundin C. E., Klodt D. Неопубликованные данные, см. Лундин К. Е. в сб. «Редкоземельные металлы», под. ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
2. Naefling J., Daane A. Неопубликованные данные, см. Лундин К. Е. в сб. «Редкоземельные металлы», под. ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
3. Терехова В. Ф. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1252—1253.
4. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, pt. 1, 1960, 226 p., особенно p. 63, 64, 125, 218—220.
5. Lundin C. E. Частное сообщение, сделанное R. P. Elliott, January, 1961.
6. Epstein R. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376, 14 p.
7. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. Цветные металлы, 1959, № 1, с. 48—53.

Т. 4779  
0,5221

### Cr—Yb. Хром—иттербий

В сплаве, содержащем  $\sim 0,3\%$  (ат.) [1% (по массе)] Yb, после расплавления и анализа не удалось обнаружить заметного остатка Yb [1].

1. Epstein S. G. a. o. U. S. At. Energy Comm. BМI—1376, 1959, 14p.

Т. 9006  
0,0994

### Cr—Zn. Хром—цинк \*

Растворимость Cr в жидком Zn при  $500^\circ \text{C}$  составляет 1,5% (ат.) [1]. Это хорошо согласуется с диаграммой, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. I, рис. 331).

1. Chiotti P., Parry S. J. S. U. S. At. Energy Comm. 1S—193, 1960, p. 78—85.

Т. 7560  
0,2440

### Cr—Zr. Хром—цирконий \*

Присутствие в системе метастабильной переходной фазы с гексагональной симметрией было продемонстрировано в работе [1] для сплава с 4,5% (ат.) Cr, закаленного из области  $\beta$ -Zr. Эта переходная фаза структурно аналогична фазам, найденным во многих Ti-сплавах и в сплавах систем Zr—Nb, Zr—Mo, Zr—Ti, Zr—V.

1. Hatt V. A. a. o. Nature, 1957, v. 180, p. 1406.

0,2626  
Т. 7374

### Cs—Ge. Цезий—германий \*

Решетка соединения CsGe кубическая (32 формульные единицы на элементарную ячейку) [1—3],  $a = 13,67 \text{ \AA}$  [3]. В работе [2] определено расположение атомов в решетке и установлено, что она относится к структурной группе  $P43n$  [2, 3].

По данным работы [1], соединение CsGe при нагревании разлагается, однако нельзя с уверенностью утверждать, что при этом образуется соединение CsGe<sub>4</sub>, как об этом сообщалось ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II, Cs—Si [1]).

1. Busmann E. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 82.

2. Busmann E. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd. 313, S. 90—106.  
 3. Schafer R., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 312, S. 214—220.

2,1201  
3,8799

### Cs—H. Цезий—водород

Соединение CsH имеет г. ц. к. решетку, изоструктурную с NaCl;  $a = 6,389 \text{ \AA}$  [1]. Теплота образования CsH составляет  $10,1 \text{ ккал/моль}$  [2].

1. Elson R. E. a. o. U. S. At. Energy Comm. UCRL—4519 rev., 1956; см. Libowitz G. G. J. Nucl. Material, 1960, v. 2, p. 1—22.  
 2. Messer C. E. U. S. At. Energy Comm. N40—3955, 1953; см. Libowitz G. G. J. Nucl. Material, 1960, v. 2, p. 1—22.

1,8212  
0,1788

### Cs—Hg. Цезий—ртуть \*

Растворимость Cs в Hg при  $18^\circ \text{C}$  составляет  $6,48\%$  (ат.) [ $4,34\%$  (по массе)] [1].

1. Tamman G., Hinuber J. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1927, Bd 160, S. 246; см. Гладышев В. П. ФММ, 1960, т. 9, с. 853—860.

0,9771  
1,0229

### Cs—N. Цезий—азот

В системе существуют нитрид  $\text{Cs}_3\text{N}$  и азид  $\text{CsN}_3$  [1]. Очевидно, нитрид образуется при разложении азида. Нитрид  $\text{Cs}_3\text{N}$  плавится при  $326^\circ \text{C}$  и разлагается при  $390^\circ \text{C}$ ; азид  $\text{CsN}_3$ , который не взрывается при ударе, плавится при  $314^\circ \text{C}$  [1].

1. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Физматгиз, 1959, т. 1, с. 167—168.

0,9194  
1,0806

### Cs—O. Цезий—кислород

Частичная диаграмма Cs— $\text{Cs}_2\text{O}$  (рис. 177) построена в работе [1] по данным термического анализа сплавов, приготовленных из тщательно очищенного Cs [1]. Кроме  $\text{CsO}_2$ , стабильны низшие окислы  $\text{Cs}_7\text{O}$ ,  $\text{Cs}_4\text{O}$ ,  $\text{Cs}_7\text{O}_2$  и  $\text{Cs}_3\text{O}$ .  $\text{Cs}_3\text{O}$  образуется по перитектической или эвтектической реакции при  $170^\circ \text{C}$ . При обычном охлаждении перитектическая реакция образования  $\text{Cs}_3\text{O}$  подавляется и при температуре  $-12^\circ \text{C}$  образуется неравновесная эвтектика  $\text{Cs}_7\text{O}—\text{Cs}_7\text{O}_2$  с содержанием  $17\%$  (ат.) O. При последующем нагревании наблюдается равновесная эвтектика. В работе [2] проверены равновесия, установленные ранее [1]. Cs растворяет небольшое количество O, о чем свидетельствует незначительное увеличение периода решетки от  $6,091$  до  $6,098 \text{ \AA}$  при  $-100^\circ \text{C}$  [2].

В добавление к уже указанным фазам в литературе [3] сообщается о существовании в системе соединений  $\text{Cs}_2\text{O}_3$  и  $\text{CsO}_2$ .

В работе [2] сведены в таблицу значения периодов решеток окислов (определенных рентгеноструктурно) в интервале концентраций Cs— $\text{Cs}_2\text{O}$ , однако кристаллическая симметрия этих фаз не указана. Решетка  $\text{Cs}_2\text{O}$  ромбоэдрическая, типа  $\text{CdCl}_2$ ;  $a = 5,86 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 93,92^\circ$  (2 формульные единицы на элементарную ячейку) или  $a = 6,75 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 36,93^\circ$  (1 формульная единица на элементарную ячейку) [4]. В работе [5] тщательным рентгеноструктурным анализом (методом порошка и изучением монокристаллов) установлено, что решетка  $\text{Cs}_2\text{O}$  гексагональная (3 формульные единицы на элементарную ячейку);  $a = 4,256 \pm 0,004 \text{ \AA}$ ,  $c = 18,99 \pm 0,02 \text{ \AA}$ . Изучение монокристаллов подтвердило слоистую струк-

туру с решеткой, в которой ионы разного типа занимают положения, обратные положению ионов в решетке  $\text{CdCl}_2$  (пространственная группа  $D_{3d}^5 — R\bar{3}m$ , при этом параметр, характеризующий положение атомов Cs, меняется, значение  $\mu = 0,256$  предпочтительнее  $\mu = 0,250$  [5].

Решетка  $\text{Cs}_2\text{O}_3$  о. ц. к. типа  $D7_3$ ,  $a = 9,88 \text{ \AA}$  [6]. У  $\text{CsO}_2$  о. ц. тетрагональная решетка типа  $C11a$ ;  $a = 4,45 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,21 \text{ \AA}$  (пересчитаны из данных для г. ц. ячейки) [7, 8].

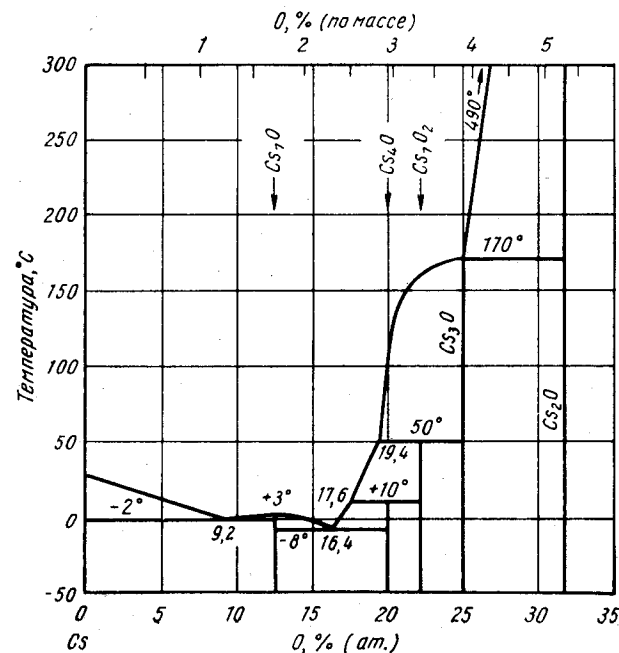


Рис. 177. Cs—O

1. Rengade M. E. Compt. Rend., 1909, v. 148, p. 1199—1202.  
 2. Brauer G., Z. Anorg. Allgem. Chem., 1947, Bd 255, S. 101—124.  
 3. Pearson W. B. Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, N. Y., 1958, p. 1007—1008.  
 4. Helms A., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 242, S. 33ff.  
 5. Tsai K. R. a. o. J. Phys. Chem., 1956, v. 60, p. 338—344.  
 6. Helms A., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 242, S. 201ff.  
 7. Helms A. Angew. Chem., 1938, Bd 51, S. 498ff.  
 8. Helms A., Klemm W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 241, S. 97ff.

0,6174  
1,3826

### Cs—S. Цезий—серы

Соединение  $\text{CsS}_6$  имеет триклинную решетку структурной группы  $P\bar{1}$ , ее периоды:  $a = 11,53 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,18 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,67 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 89^\circ 13'$ ,  $\beta = 95^\circ 12'$ ,  $\gamma = 95^\circ 8'$  (2 формульные единицы  $\text{CsS}_6$  на элементарную ячейку) [1].

1. Abrahams S. C., Grison E. Acta Cryst., 1953, v. 6, p. 206—213.

## Cs—Sb. Цезий—сурьма \*

Диаграмма на рис. 178 приведена по данным термического и рентгеноструктурного анализов [1]. Область между 25 и 50% (ат.) Sb определена не точно, большинство точек — вероятные. Структура и температура образования соединения  $Cs_3Sb_2$  точно не определены, тепловой эффект при  $352^\circ C$ , возможно, есть

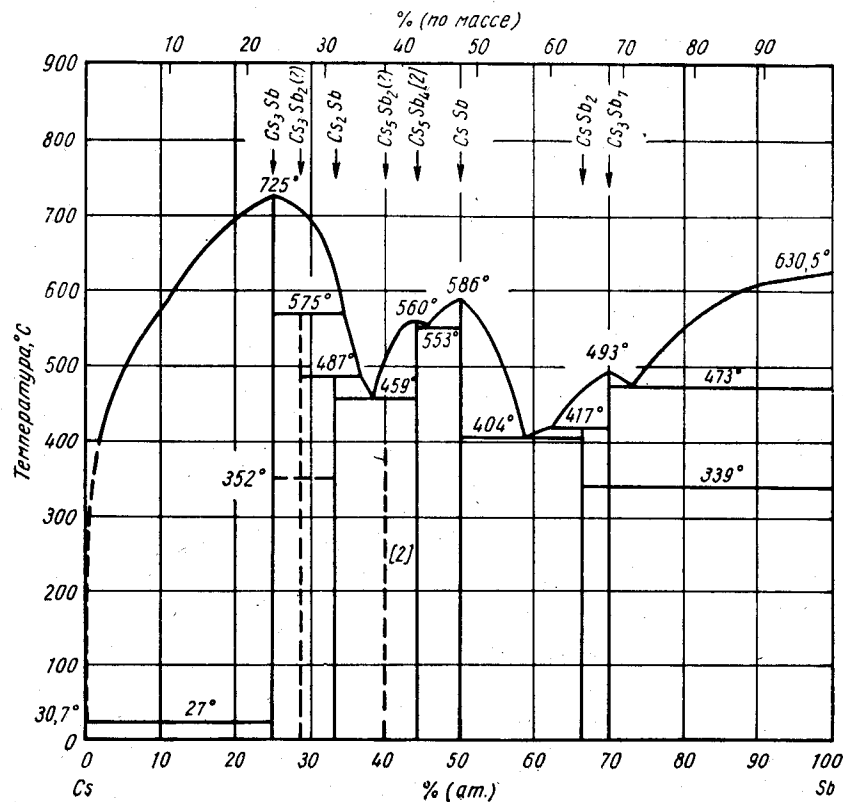


Рис. 178. Cs—Sb

результат полиморфного превращения в этой фазе. При  $487^\circ C$ , очевидно, происходит перитектическая реакция образования соединения  $Cs_2Sb$ ; при  $459^\circ C$  скорей всего образуется эвтектическая смесь  $Cs_2Sb$  и  $Cs_3Sb_4$ , хотя в работе [2] при исследовании тонких пленок обнаружено появление соединения  $Cs_3Sb_2$ . Существование соединений  $Cs_3Sb$ ,  $Cs_2Sb$  и  $CsSb$ , найденных в работе [1], подтверждено при измерении электросопротивления тонких пленок [2]; в то же время в работе [2] не проведено исследований, позволяющих с уверенностью подтвердить существование в системе соединений  $Cs_3Sb_2$ ,  $Cs_3Sb_4$ ,  $CsSb_2$  и  $Cs_3Sb_7$ , найденных в работе [1].

Данные о взаимной растворимости Sb и Cs в твердом состоянии отсутствуют. В части диаграммы, богатой Cs, инвариантное равновесие, очевидно, эвтектическое.

Соединение  $Cs_3Sb$  имеет небольшую область гомогенности, лежащую, вероятно, между 22,5 и 25% (ат.) Sb [3]. Эта фаза имеет псевдо о. ц. к. решетку типа NaTl

с периодом  $9,14-9,19 \text{ \AA}$ . На рентгенограмме данного соединения обнаружены сверхструктурные линии. Период решетки соединения  $Cs_3Sb$  стехиометрического состава равен  $9,18_4 \text{ \AA}$  [4].

1. D o g n F. W., K l e m m W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 189—203.
2. M i y a k e K. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 76—81.
3. J a c k K. H., W a c h t e l M. M. Proc. Roy. Soc. (London), 1957, v. A239, p. 46—60; Nature, 1956, v. 178, p. 1408—1409.
4. G n u t z m a n n G. u. a. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 309, S. 210—225.

0,6750  
1,3250

## Cs—Si. Цезий—кремний \*

Решетка соединения  $CsSi$  кубическая, изоструктурная с  $KGe$ , с 32 формульными единицами на элементарную ячейку [1]. Этот тип решетки определен в работе [2] с помощью анализа Фурье; период решетки  $a = 13,50 \text{ \AA}$  [2, 3]. В работе [3] найдено соединение  $CsSi_8$ , которое образуется в результате разложения  $CsSi$  при  $\sim 500^\circ C$  в высоком вакууме, что согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. I [1]).

1. B u s m a n n E. Naturwissenschaften, 1960, Bd 47, S. 82.
2. B u s m a n n E. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 313, S. 90—106.
3. S c h a e f e r R., K l e m m W. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1961, Bd 312, S. 214—220.

1,5922  
0,4078

## Cu—Dy. Медь—диспрозий

Эвтектическая реакция образования смеси Dy и  $DyCu$  протекает при  $775^\circ C$ ; концентрация эвтектической точки 74,1% (ат.) Dy [88% (по массе)] Dy [1]. По данным этой же работы, растворимость Cu в Dy в твердом состоянии  $< 1,27\%$  (ат.) [0,5% (по массе)].

В работе [2] сообщается, что, кроме соединения  $DyCu$ , в системе возможно существуют еще  $DyCu_2$ ,  $DyCu_4$ ,  $DyCu_5$  и  $DyCu_6$ . По данным работы [3],  $DyCu$  имеет кубическую решетку типа  $CsCl$  с периодом  $3,461 \pm 0,001 \text{ \AA}$ . В работе [4] приведена та же величина периода, но дан другой тип решетки — о. ц. к., возможно потому, что слабые сверхструктурные линии не были обнаружены.

1. K a t o H., C o p e l a n d M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.
2. V a e n z i g e r N. C., M o r i a r t y Y. L. Неопубликованные данные, см. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. V a e n z i g e r N. C., M o r i a r t y J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
4. D w i g h t A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 154—155.

1,5789  
0,4201

## Cu—Er. Медь—эрбий

Система изучена в работах [1, 2] в интервале концентраций 0—50% (ат.) Cu. Данные обеих работ свидетельствуют о том, что часть диаграммы между Er и  $ErCu$  эвтектическая. В работе [1] эвтектическая точка определена при содержании 24,5% (ат.) [11% (по массе)] Cu и  $860^\circ C$ , в то время как в работе [2] 28,2% (ат.) [13% (по массе)] Cu и  $845^\circ C$ . На рис. 179 приведена диаграмма из работы [1].

В соответствии с этой работой растворимость Cu в твердом Eg мала. В работе [2] указано, что растворимость составляет  $<0,52\%$  (ат.) [0,2% (по массе)] Cu. Решетка соединения EgCu кубическая типа CsCl [1, 3],  $a = 3,432 \text{ \AA}$  [3].

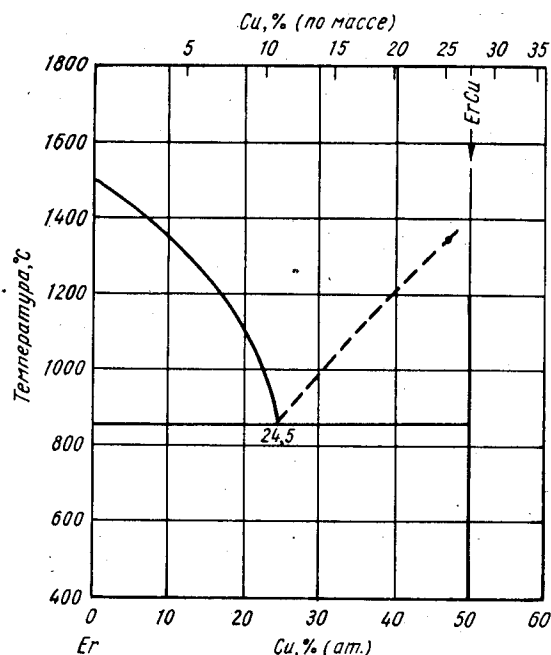


Рис. 179. Cu—Eg

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226p, особенно p. 37—39, 106—108, 180—184.
2. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887, (QPR 13), 1961, p. 4—6.
3. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.

0,0560  
1,9440

### Cu—Fe. Медь—железо \*

Проведенные вновь методами термического анализа исследования области  $\delta$ -Fe [1] показали, что ликвидус  $\delta$ -Fe слабее вогнут в отличие от данных М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 337); перитектическая реакция, протекающая при  $1478^\circ \text{C}$  между  $\delta$  [6,7% (ат.) Cu] и  $\mathcal{J}$  [10,3% (ат.) Cu], приводит к образованию  $\gamma$  [8,3% (ат.) Cu]. В работе подтвержден почти вертикальный ход солидуса ( $\gamma$ -Fe) и отсутствие несмешиваемости в жидком состоянии. Ликвидус сплавов, богатых Cu, находится между  $1150$  и  $1300^\circ \text{C}$  [2].

По данным измерений электросопротивления, в работе [3] определено, что максимальная растворимость Fe в Cu может быть  $<3,4\%$  (ат.) [3% (по массе)], однако эти результаты необходимо проверить, прежде чем исправлять данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. I, рис. 337).

В работе [4] микрорентгеноспектральным анализом диффузионных пар определено, что растворимость Cu в Fe при  $1100^\circ \text{C}$  составляет 10% (по массе?).

Вновь определена [5] растворимость Cu в  $\alpha$ -Fe:

Температура, $^\circ \text{C}$	841,3	801	759	727,9	698,1
Растворимость, % (ат.) [% (по массе)]	1,79 [2,03]	1,22 [1,39]	0,86 [0,98]	0,61 [0,69]	0,44 или 0,40 [0,5 или 0,46]

По данным работы (6), растворимость имеет несколько другие значения:

Температура, $^\circ \text{C}$	865	845	760	695
Растворимость, % (ат.) [% (по массе)]	1,89 [2,14]	1,41 [1,6]	0,79 [0,9]	0,41 [0,47]

В работе [5] применяли химический анализ образцов Fe, приведенных в равновесие со сплавами Cu—Ag через пары CuI, а в работе [6] — измерение магнитной проницаемости и электропроводности.

В работе [7] при переохлаждении жидких сплавов наблюдали несмешиваемость в жидком состоянии.

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 432—433.
2. Oelsen W. u. a. Arch. Eisenhuettenwesen, 1961, Bd 32, S. 719—728.
3. Berghout C. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 179—186.
4. Philibert J. La Diffusion dans les Metaux (Symposium), Dunod, Paris, 1957, p. 77—84; Chem. Abstr. 1961, v. 55, p. 24455.
5. Wriedt H. A., Darken L. S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 30—36.
6. Querkshi A. H. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 799—813.
7. Nakagawa Y. Acta Met., 1958, v. 6, p. 704—711.

1,9597  
0,0403

### Cu—Ga. Медь—галлий \*

В соответствии с работой [1], измерения электросопротивления и модуля упругости не подтверждают данных более ранних работ (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II [6]) о том, что при  $480^\circ \text{C}$  происходит полиморфное превращение в г. к. фазе, содержащей 22% (ат.) Ga. Наблюдавшиеся в работе переломы на температурных кривых физических свойств при  $340^\circ \text{C}$  были интерпретированы как результат процесса упорядочение — разупорядочение.

Данные работ [1, 2] свидетельствуют об узкой области гомогенности этой фазы, лежащей между 21,5 и 22,2% (ат.) Ga. Периоды решетки г. к. фазы определены равными  $a = 2,5992 \div 2,6013 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,2442 \div 4,2435 \text{ \AA}$  [2] и  $a = 2,597 \div 2,626 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,233 \div 4,280 \text{ \AA}$  [3]. Периоды решетки ограниченного твердого раствора на основе Cu для интервала концентраций 0—20% (ат.) Ga приведены в работе [2].

1. Lang W. Z. Metallkunde, 1958, Bd. 49, S. 424—425.
2. Massalski T. B., Cockayne B. Acta Met., 1959, v. 7, p. 762—768.
3. Burkhardt W., Schubert K. Z. Metallkunde, 1959, Bd. 50, S. 442—452.

1,6074  
0,3926

### Cu—Gd. Медь—гадолиний

При металлографическом исследовании литых сплавов [1] установлено, что при  $670^\circ \text{C}$  образуется эвтектика, концентрация эвтектической точки 14,1% (ат.) [85% (по массе)] Gd; в системе имеется химическое соединение CuGd, содержащее 49,9% (ат.) [28,7% (по массе)] Cu, и растворимость Cu в Gd в твердом состоянии составляет  $<0,5\%$  (ат.) [0,2% (по массе)]. В работе [2] сообщается, что в системе имеются следующие соединения: CuGd, Cu<sub>2</sub>Gd, Cu<sub>4</sub>Gd, Cu<sub>5</sub>Gd (?) и Cu<sub>6</sub>Gd (?); о существовании Cu<sub>5</sub>Gd сообщается также в работах [3, 4].

CuGd имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 3,505 Å [5] или  $3,503 \pm 0,001$  Å [6]. У  $Cu_5Gd$  гексагональная решетка типа  $CaCu_5$ ; ее периоды  $a = 5,018$  Å,  $c = 4,117$  Å,  $c/a = 0,820$  [3],  $c/a = 0,808$  [7]. Однако в работе [8] при рассмотрении других систем редкоземельных элементов Cu сделано заключение, что действительный стехиометрический состав этой фазы  $Cu_4Gd$ .

1. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—5.
2. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Данные, подготовленные к публикации, 1959; см. Лундин К. Е. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965; Moriarty J. L., Dissertation, State University of Iowa, 1960, 96p, Dissertation Abstr. 1960, v. 21, p. 1391—1392.
3. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
4. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
5. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 94—96.
6. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
7. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
8. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,9421  
0,0579

### Cu—Ge. Медь—германий \*

Ликвидусы сплавов, богатых Ge, следующие [1]:

Содержание Ge, % (ат.)	83,3	67,4	58,3	50,7	46,0	40,7	36,5
Температура, °C	881	817	775	737	709	675	644

Критический обзор различных данных о растворимости Cu в Ge сделан в работе [1], где указано, что максимума  $[1,0 \times 10^{-4}\%$  (ат.)] растворимость достигает при  $\sim 875^\circ$  C [2]; при других температурах получены следующие величины:  $9,5 \times 10^{-6}\%$  (ат.) при  $800^\circ$  C;  $1,9 \times 10^{-6}\%$  (ат.) при  $700^\circ$  C;  $9,5 \times 10^{-7}\%$  (ат.) при  $600^\circ$  C. В работе [3] высказано предположение, что Cu образует как растворы внедрения, так и растворы замещения.

Периоды решетки  $\xi$ -фазы с большей точностью определены в работе [4] при увеличении содержания Ge;  $a = 2,5845 \div 2,6035$  Å,  $c = 4,2243 \div 4,2230$  Å. Эти результаты значительно отличаются от приведенных в работе [5]:  $a = 2,515 \div 2,665$  Å,  $c = 4,119 \div 4,294$  Å.

Для  $Cu_3Ge$ , имеющего решетку, изоструктурную с  $Cu_3Ti$  (искаженная гексагональная), приведены периоды:  $a = 5,29$  Å,  $b = 4,55$  Å,  $c = 4,20$  Å [6].

1. Reynolds J., Hume-Rothery W. J. Inst. Metals, 1956—1957, v. 85, p. 1731.
2. Trumbore F. A. Bell System. Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.
3. Frank F. C., Turnbull D. Phys. Rev., 1956, v. 104, p. 617—618.
4. Massalski T. B., Cockayne B. Acta Met., 1959, v. 7, p. 762—768.
5. Burkhardt W., Schubert K. Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 442—452.
6. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd 44, S. 229—230.

1,7996  
2,2004

### Cu—H. Медь—водород \*

Определена растворимость H в Cu в зависимости от давления (до 1 ат) при температурах 432, 558 и  $630^\circ$  C [1]. При давлении в 1 ат растворимость H в Cu равна  $(4,0; 8,8$  и  $14,2) \times 10^{-4}\%$  (ат.) при температурах соответственно 432, 558, и  $630^\circ$  C.

1. Eichenaueg W., Pebler A. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 373—378.

1,5512  
0,4488

### Cu—Hf. Медь—гафний \*

Растворимость Hf в твердой Cu около 0,1% (ат.) [1]. Соединение  $Hf_2Cu$  имеет тетрагональную решетку предположительно идентифицированную изоструктурной с  $Si_2Mo$ ,  $a = 3,170$  Å,  $c = 11,133$  Å [2].

1. Reinbach R. Z. Metallkunde, 1950, Bd 51, S. 292—294.
2. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.

1,5007  
0,4993

### Cu—Hg. Медь—ртуть \*

Растворимость Cu в Hg при комнатной температуре 0,01% (ат.) [0,0032% (по массе) [1]]. Эти данные согласуются с приведенными ранее (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II [5]), которые расценивались авторами справочника как наиболее достоверные.

1. Liebl G. Dissertation, Technische Hochschule Zurich, 1956; см. Sprengler H. Metall, 1958, Bd 12, S. 105—113.

1,5858  
0,4142

### Cu—Ho. Медь—гольмий

Решетка соединения  $HoCu_5$  гексагональная с периодами  $a = 4,960$  Å,  $c = 4,016$  Å [1].

1. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

1,6603  
0,3397

### Cu—La. Медь—лантан \*

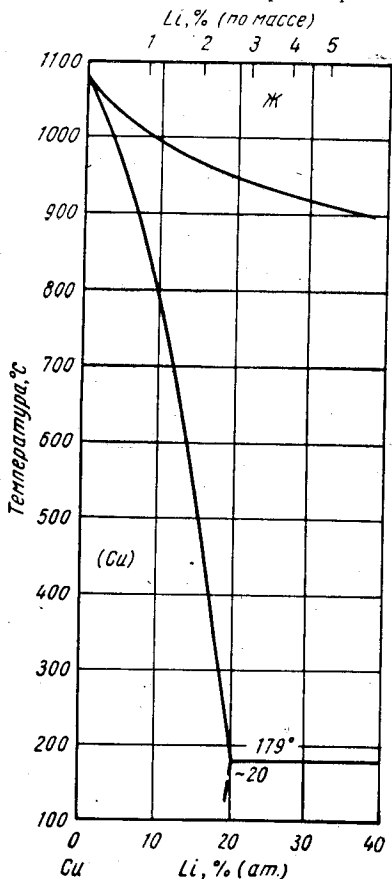
Методами металлографического и термического анализов подтвержден стехиометрический состав соединения  $LaCu_4$ , которое имеет гексагональную решетку типа  $CaCu_5$  [1];  $a = 5,184$  Å,  $c = 4,112$  Å [2]. В работах [1, 3] указано, что решетка  $LaCu_4$  типа  $CaCu_5$  не образуется путем вычитания.

Решетка соединения  $LaCu$  не кубическая [4]. По данным работы [5],  $LaCu_2$  имеет ромбическую решетку, изоструктурную с  $CeCu_2$ .

1. Heumann T. Nachr. Akad. Wiss. Goettingen, Math—Physik. Kl. IIa, Math—Physik. Chem. Ab., 1948, Bd 1, S. 21—26; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
3. Iandelli A. Atti Congr. Intern. Chim. 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.
4. Bystrom A. a. o. Acta Chem. Scand., 1952, v. 6, p. 709—719; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
5. Bommer H., Kroese E. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1943, Bd 252, S. 62; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

**Cu—Li. Медь—литий \***

В работе [1] показано, что существует заметная растворимость Li в Cu в твердом состоянии (твердый раствор замещения), достигающая 20% (ат.) при температуре плавления Li. Кривая растворимости в температурном интервале 179—1083° С, построенная по данным рентгеноструктурного анализа, приведена на рис. 180.



1. Klemm W., Volavsek B. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1958, Bd 296, S. 184—187.

**Cu—Lu. Медь—лютеций**

Соединение LuCu имеет кубическую решетку типа CsCl с периодом 3,390 А [1].

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 154—155.

**Cu—Mg. Медь—магний \***

Методом металлографического анализа, а также измерением электросопротивления и температурного коэффициента электросопротивления вновь определены следующие величины растворимости Mg в Cu [1]:

Рис. 180. Cu—Li

Температура, °С	722	700	600	500	400	300
Растворимость, % (ат.)	8,2 [3,3]	7,5 [3,0]	5,8 [2,3]	4,5 [1,75]	3,3 [1,3]	2,3 [0,9]
1% (по массе)						

722° С — эвтектическая температура, найдена экстраполяцией. Эти данные хорошо совпадают с приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [10]), но заметно превышают соответствующие величины в том же справочнике по работе [4]. В работе [2] тщательно определен коэффициент распределения для сплавов Mg—Cu, богатых Mg, с помощью которого рассчитаны температуры солидуса из известных ликвидусов: 600° С при 0,10% (ат.) [0,26% (по массе)] Cu; 500° С при 0,22% (ат.) [0,58% (по массе)] Cu и эвтектическая температура 485° С при 0,23% (ат.) [0,61% (по массе)] Cu. Все эти данные взяты с кривой, данные об эвтектическом превращении получены экстраполяцией.

1. Рогельберг И. Л. Труды Гипроцветметобработка, 1967, вып. 16, с. 82—89.
2. Yue A. S. Physical Chemistry of Process Metallurgy, AIME Metallurgical Society Conference, Interscience Publishers Inc., N. Y., 1961, p. 613—614.

**Cu—Mn. Медь—марганец \***

Равновесия в системе со стороны Mn изучены с помощью тщательно поставленного термического анализа в среде аргона [1]. Диаграмма (рис. 181) имеет те же очертания, что и у М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 364), но более точно вычерчена.

В работе [2] при измерении магнитной восприимчивости установлено, что в сплавах, богатых Cu, происходит упорядочение, причем максимальное при 490° С у сплава с ~22,5% (ат.) Mn. Как результат упорядочения, точка Кюри имеет максимум при ~60° С (рис. 182). Область упорядочения, где сплавы не имеют структуру типа AuCu, пересекается с границей существования фаз: твердого раствора на основе Cu и того же твердого раствора и α-Mn. Эта граница, определенная путем магнитных измерений, заметно не совпадает с приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 346).

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 417—459.
2. Scheil E., Wachtel E. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 571—582.

**Cu—Mo. Медь—молибден \***

На основании измерений электросопротивления в работе [1] сделано заключение, что в твердом Mo при 950° С растворяется ~2,2% (ат.) [1,5% (по массе)] Cu.

1. Башкин М. Л. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallургия и топливо, 1961, № 4, с. 111—114.

**Cu—Nb. Медь—ниобий \***

Система изучена в работе [1] методами термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также с помощью измерения физических и механических свойств. Сплавы готовили из электролитической меди и 99,5%-ного Nb (0,22% Ta) индукционной плавкой в тигле из окиси тория и дуговой плавкой. Диаграмма (рис. 183) построена по данным термического анализа, суммированным в табличном виде в работе [1]. Были использованы кривые охлаждения и измерения оптическим пирометром. Для построения Cu-угла диаграммы (см. рис. 183, вставка) применяли вольфрамовый дифференциальный пирометр сопротивления. Микроанализом и измерением микротвердости «предельная» (при комнатной температуре) растворимость Cu в Nb определена равной ~4,3% (ат.) [3% (по массе)], Nb в Cu ~0,14% (ат.) [0,2% (по массе)] (установлено микроанализом).

На диаграмме, представленной в работе [1], имеется в интервале концентраций ~70—85% (ат.) Cu область расслоения в жидком состоянии и неинвариантное монотектическое равновесие при 1550° С. Однако в этой работе не приведены металлографические доказательства отсутствия растворимости в жидком состоянии; кроме того, при термическом анализе, по результатам которого построен рис. 183, должны быть соответствующие перегибы на кривых охлаждения. Пока нет альтер-

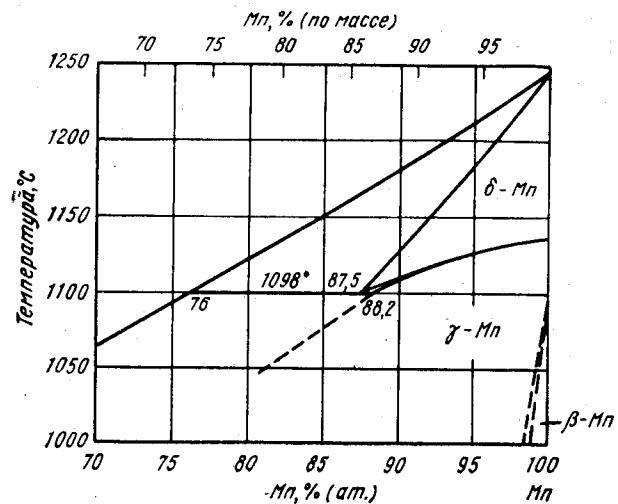


Рис. 181. Часть системы Си—Мп (см. также рис. 182)

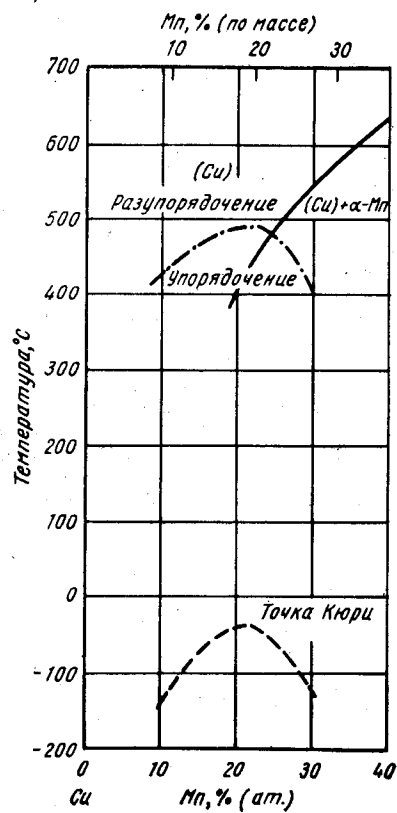


Рис. 182. Часть системы Си—Мп (см. также рис. 181)

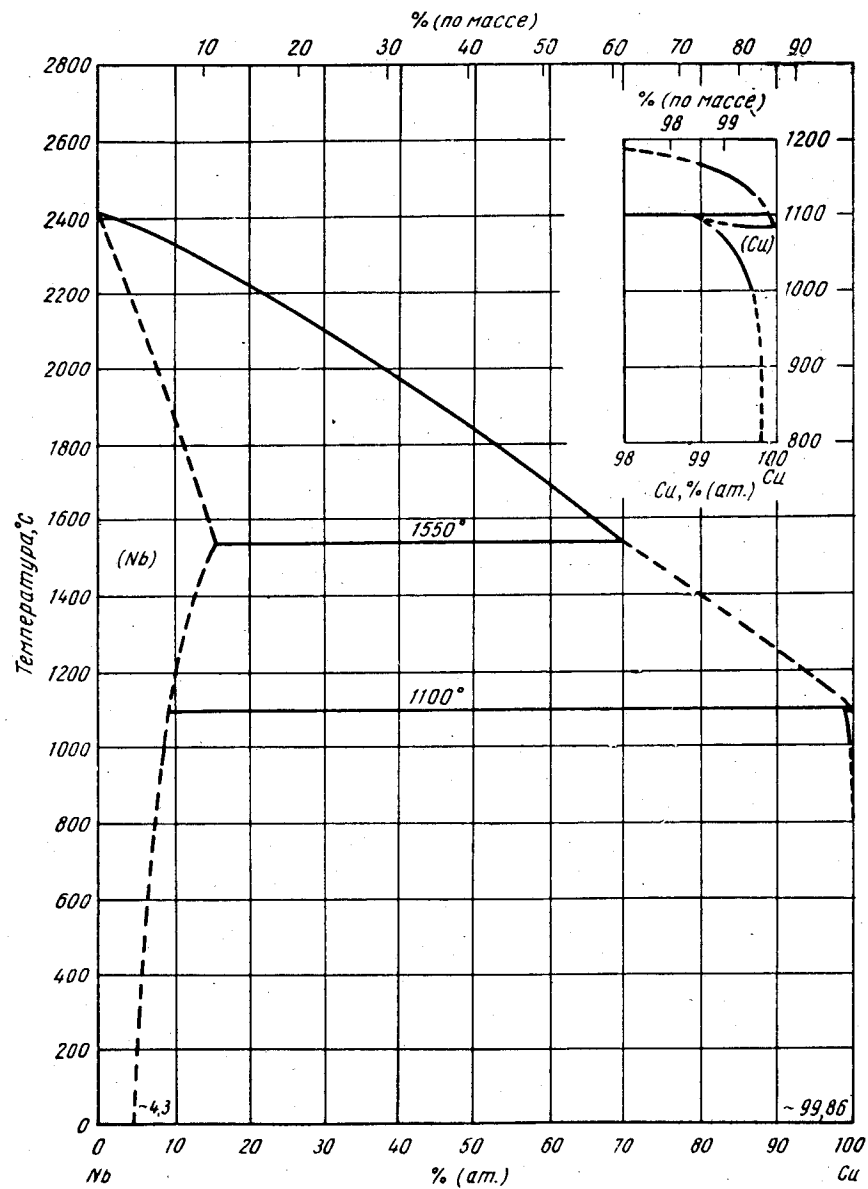


Рис. 183. Си—Nb



нативных объяснений неинвариантного превращения при 1550°С, тем более что по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [1]) в системе не обнаружены какие-либо интерметаллиды. Ликвидус в области монотектической реакции следует еще изучать.

1. Попов И. А., Ширяева Н. В. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 2334—2340.

Г, 6438  
0,3562

### Cu—Nd. Медь—неодим

По данным работ [1, 2], соединение NdCu<sub>5</sub> имеет гексагональную решетку типа CaCu<sub>5</sub>;  $a = 5,104 \pm 0,005$  А,  $c = 4,107 \pm 0,005$  А [1];  $a = 5,110$  А,  $c = 4,107$  А [2]. Авторы работы [3] полагают, что стехиометрический состав этого соединения соответствует NdCu<sub>4</sub>.

1. Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
2. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500; Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
3. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,0345  
Г, 9655

### Cu—Ni. Медь—никель \*

По данным спектрального анализа, в работе [1] сделан вывод, что равновесие жидкость — пар имеет азеотропный минимум при 40—50% (ат.) Cu и 2500°С. При содержании от 0 до 40% (ат.) Cu наблюдается смесь жидкой и паровой фазы; при содержании Cu больше 40% (ат.) состав смеси не определен.

Приведенные в работе [2] измерения термоэлектрического потенциала не указывают на существование упорядоченной структуры. В работе [3] вновь измерен период решетки сплавов с содержанием от 0 до 100% Ni.

1. Палатник Л. С. и др. ФММ, 1958, т. 6, с. 540—544.
2. Dahl O., Starke E., Z. Metallkunde, 1959, Bd 50, S. 410—412.
3. Scholtus N. A. Rev. Fac. Ing. Quim. Univ. Nucl. Litoral, Santa Fe, Arg., 1960, v. 29, p. 165—172.

Г, 4866  
0,5134

### Cu—Pb. Медь—свинец \*

В результате измерений давления паров Pb в зависимости от содержания компонентов найдено [1], что при температуре 1200°С это давление непрерывно изменяется, а при 1100°С, в монотектической области, постоянно. В связи с этим критическая температура области несмешиваемости в жидком состоянии должна лежать между 1200 и 1100°С [1]. В работе [2] подтверждено, что монотектическая температура равна 954°С.

Растворимость Cu в жидком Pb, по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [9]), подтверждена для температурного интервала 425—825°С в работе [3], а для интервала 410—510°С — в работе [4].

1. Авдеев М. А., Миллер О. Г. ЖНХ, 1958, т. 3, с. 921—923.
2. Gravemann H., Wallbaum H. J. Z. Metallkunde, 1956, Bd. 47, S. 433—441.
3. Gorman J. W., Preckshot G. W. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 367—373.
4. Taylor J. W. Rev. Met. (Paris), 1957, v. 54, p. 960—970.

384

Г, 7749  
0,2251

### Cu—Pd. Медь—палладий \*

При определении термоэлектрических свойств в работе [1] сделан вывод, что упорядоченными фазами в системе являются PdCu<sub>5</sub> и Pd<sub>3</sub>Cu<sub>5</sub> (это определено по максимуму температуры).

Дополнительные сведения о сверхструктуре Cu<sub>3</sub>Pd в отношении антифазных границ приведены в работе [2]. Данные, опубликованные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [25]), с большими подробностями приведены в работе [3].

1. Рудницкий А. А. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 1305—1321.
2. Watanabe D. J. Phys. Soc. Japan, 1959, v. 14, p. 436—443.
3. Hirabayashi M., Ogawa S. J. Phys. Soc. Japan, 1957, v. 12, p. 259—271.

Г, 4808  
0,5192

### C—Po. Медь—полоний

По данным работы [1], в системе имеется по крайней мере одно интерметаллическое соединение. Однако при рентгеноструктурном анализе сплавов системы, приготовленных методами микротехники, не было получено удовлетворительных результатов.

1. Witteman W. G. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 434—440.

Г, 6541  
0,3459

### Cu—Pr. Медь—празеодим \*

Соединение PrCu<sub>5</sub> идентифицировано в работе [1], его решетка гексагональная типа CaCu<sub>5</sub>;  $a = 5,122$  А,  $c = 4,109$  А. На диаграмме, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [1], рис. 352) это соединение отсутствует. По всей вероятности, PrCu<sub>4</sub> имеет решетку типа CaCu<sub>5</sub>, так же как в случае систем Cu—La, Cu—Ce и Cu—Y. В работах [2, 3] предполагается, что в решетке CaCu<sub>5</sub> нет вакансий, и что избыточные атомы Pr замещают в этой решетке атомы Cu.

Решетка соединения PrCu не кубическая [4].

1. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92; Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
2. Heumann T. Nachr. Akad. Wiss. Goettingen, Math—Physik. Kl. IIa, Math.—Physik, Chem. Abstr. 1948, v. 1, p. 21—26; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. Vuström A. a. o. Acta Chem. Scand., 1952, v. 6, p. 709—719; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
4. Landelli A. Atti Congr. Intern. Chim. 10, Rome, 1938, v. 2, p. 688—694.

Г, 5125  
0,4875

### Cu—Pt. Медь—платина \*

На основании термодинамического анализа системы в работе [1] построена «теоретическая фазовая диаграмма». Существование в системе соединения Pt—Cu подтверждено измерением термоэлектрических свойств [2].

1. Hirone T., Adachi K. Sci. Rept. Res. Inst. Tohoku Univ, 1955, v. A7, p. 282—293.
2. Рудницкий А. А. ЖНХ, 1956, т. 1, с. 1305—1321.

25 Р. П. Эллот, том I

385

Си—Pu. Медь—плутоний \*

Система была изучена в работах [1—4], при этом диаграммы состояний были приведены в работах [1, 2]. На рис. 184 изображена диаграмма, полученная в работе [1] с помощью дифференциального термического анализа образцов

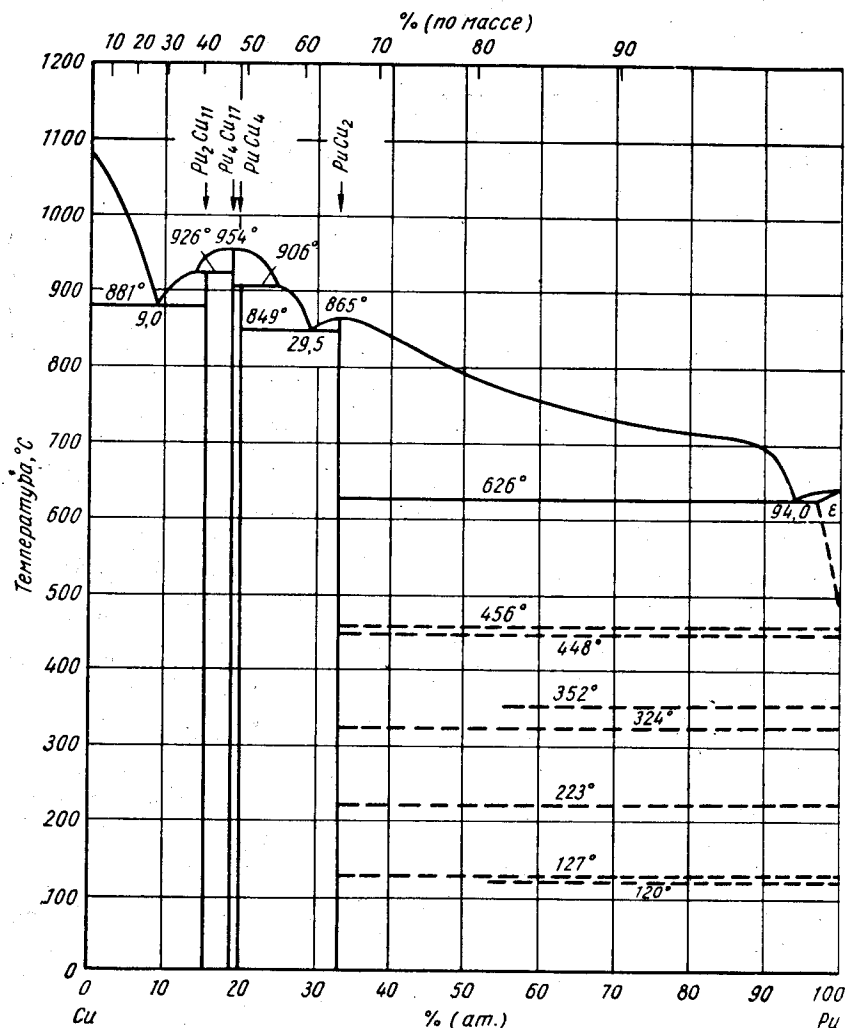


Рис. 184. Си—Pu

(4—15 г), приготовленных из 99,999%-ной Си и Пу, содержащего <0,0660% (по массе) примесей. Температуру измеряли с точностью  $\pm 2$  град, а содержание компонентов  $\pm 1\%$  (ат.). Состав соединений был установлен по совокупности немногочисленных данных о стехиометрических соотношениях. Диаграмме, построен-

ной в работе [1] следует отдать предпочтение по сравнению с диаграммой в работе [2].

В работе [2] не опубликованы экспериментальные данные и методики, использованные при построении диаграммы. Обе диаграммы в основном аналогичны, хотя имеются некоторые различия. Три эвтектики по данным работы [1] находятся: при  $626^\circ\text{C}$  и 6% (ат.) Си; при  $849^\circ\text{C}$  и 70,5% (ат.) Си и при  $881^\circ\text{C}$  и 91% (ат.) Си. По данным работы [2]: при  $626^\circ\text{C}$  и ~6,5% (ат.) Си; при  $870^\circ\text{C}$  и 70,0% (ат.) Си и при  $885^\circ\text{C}$  и 90,5% (ат.) Си. Эвтектическое превращение при  $625^\circ\text{C}$  подтверждается также данными работы [4]. В соответствии с данными работ [1, 2] максимальная растворимость Си в  $\epsilon$ -Pu составляет ~3% (ат.). В обеих работах [1, 2] найдены соединения  $\text{PuCu}_2$  и  $\text{PuCu}_4$ ; однако в работе [1] сообщается и о соединении  $\text{Pu}_4\text{Cu}_{17}$  или  $\text{Pu}_5\text{Cu}_{21}$ , в то время как данные работы [2] не подтверждают его существования. Наиболее богаты Си в системе соединения:  $\text{PuCu}_6$  [2] и  $\text{Pu}_2\text{Cu}_{11}$  [1].  $\text{PuCu}_2$  и  $\text{PuCu}_6$  плавятся конгруэнтно соответственно при  $910$  и  $975^\circ\text{C}$ , а  $\text{PuCu}_4$  — перитектически при  $940^\circ\text{C}$ . Кристаллическая структура соединений в работе [2] не определена, несмотря на попытки сделать это с помощью рентгеноструктурного анализа (методом порошка). Соединения  $\text{PuCu}$ ,  $\text{PuCu}_2$  и  $\text{PuCu}_7$ , ориентировочно определенные по рентгенограммам порошков в работах [2, 3], пытались обнаружить в работе [1], однако термический анализ не подтвердил их существования. В соответствии с диаграммой, приведенной в работе [2], при температуре  $427^\circ\text{C}$  происходит эвтектоидное превращение  $\epsilon \rightarrow \delta' + \text{PuCu}_2$ , концентрация эвтектоидной точки ~1,5% (ат.) Си.

Данные работы [1] указывают на аномалии в ходе реакций в твердом состоянии с участием Пу. Температуры превращений  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ ,  $\beta \rightleftharpoons \gamma$  и  $\gamma \rightleftharpoons \delta$  выше, а  $\delta \rightleftharpoons \delta'$  и  $\delta' \rightleftharpoons \epsilon$  ниже, чем у аналогичных реакций в чистом Пу. Более того, наблюдались две дополнительные температурные остановки на термограммах в определенном интервале концентраций при 120 и  $352^\circ\text{C}$ , первая из них наблюдалась и на термограмме чистого Пу при  $114^\circ\text{C}$ . Численные значения температур этого перехода получены с большим разбросом, что, очевидно, связано с высокой скоростью нагрева, равной 2—3 град/мин, что слишком быстро для фиксации равновесного состояния при столь низких температурах. Температуры, приведенные на рис. 184, усреднены. В работе [2] даны следующие температуры неинвариантных превращений для построенной здесь диаграммы:  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ ,  $122^\circ\text{C}$ ;  $\beta \rightleftharpoons \gamma$ ,  $215^\circ\text{C}$ ;  $\gamma \rightleftharpoons \delta$ ,  $315^\circ\text{C}$  и  $\delta \rightleftharpoons \delta'$ ,  $412^\circ\text{C}$ .

1. R h i n e h a m m e r T. B. a. o. Plutonium, 1960, eds, E. Grison E. a. o. Cleaver—Hume Press Ltd., London, 1961, p. 289—300.
2. Б о ч в а р А. А. и др. Труды II Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых, т. 3. Ядерное горючее и реакторные металлы. Атомиздат, 1959, с. 376—395.
3. S c h o n f e l d F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599.
4. S c h o n f e l d F. W. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 255—264.

Си—S. Медь—сера \*

Растворимость S в Си, определенная методом автордиографии, оказалась значительно меньше, сообщенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [14]). Данные работы [1] приведены в табл. 16.

Область диаграммы Си— $\text{Cu}_2\text{S}$  вновь исследована в работе [2] методами термического анализа: концентрация эвтектической точки 1,48% (ат.) [0,75% (по массе)] S, растворимость S в жидкой Си при монотектической температуре 1,96% (ат.) [1,0% (по массе)], концентрация монотектической точки 32,9% (ат.) [19,8% (по массе)] S. Если наименьшее содержание S при монотектической темпе-

ратуре со стороны  $\text{Cu}$  совпадает с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 355), то граница области несмешиваемости в жидком состоянии со стороны  $\text{Cu}$  имеет более низкое содержание  $\text{S}$ , чем приведенное в том же справочнике.

ТАБЛИЦА 16. РАСТВОРИМОСТЬ  $\text{S}$  В  $\text{Cu}$  [1]

Температура, °C	В очень чистой $\text{Cu}$ (99,999%)		В бескислородной $\text{Cu}$	
	% (по массе)	% (ат.)	% (по массе)	% (ат.)
1000	0,0070	0,0140	0,0085	0,0170
900	0,0026	0,0052	0,0046	0,0092
800	0,0009	0,0018	0,0023	0,0046
700	0,0003	0,0006	0,0011	0,0022
600	0,0001	0,0002	0,0004	0,0008

Равновесия в области  $\text{Cu}_2\text{S}$ — $\text{CuS}$  уточнены методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа в работах [3—5] и измерением электропроводности в работе [5].

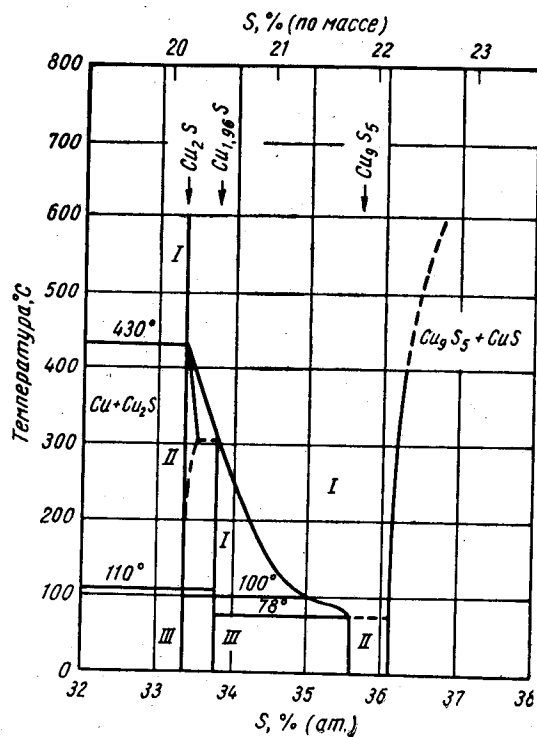


Рис. 185.  $\text{Cu}$ — $\text{S}$

Данные работ [3, 4] свидетельствуют о том, что соединение  $\text{Cu}_9\text{S}_5$ , имеющее область гомогенности, стабильно при комнатной температуре. Эвтектидная тем-

пература  $78^\circ\text{C}$ , приведенная М. Хансенom и К. Андерко (см. т. II [16, 17]), в действительности является температурой превращения «упорядочение — разупорядочение», идущего с уменьшением растворимости.

В работе [4] показано, что рядом с  $\text{Cu}_2\text{S}$  расположена  $\text{Cu}_{1,96}\text{S}$ -фаза. В работах [3, 5] эту фазу не наблюдали. Фазы  $\text{Cu}_2\text{S}$  и  $\text{Cu}_{1,96}\text{S}$  триморфны, а фаза  $\text{Cu}_9\text{S}_5$  диморфна [4].

Уточненная диаграмма состояния (рис. 185) составлена по данным работ [3—5]. Предполагается, что соединение  $\text{Cu}_{1,96}\text{S}$  разлагается по перитектоидной реакции и что  $\text{Cu}_2\text{S}$  имеет область гомогенности; существование широкой однофазной области при высоких температурах установлено исходя из предположений [4], что обычно наблюдаемая фаза  $\text{Cu}_{2-x}\text{S}$  находится между  $\text{Cu}_2\text{S}$ ,  $\text{Cu}_{1,96}\text{S}$  и  $\text{Cu}_9\text{S}_5$ . Дополнительные данные о температурах ликвидуса и солидуса сплавов в интервале концентрации 33,33—35,6% (ат.)  $\text{S}$  приведены в работе [2].

Ниже даны наиболее точные сведения о периодах решеток, приведенные в работе [4].

Соединение  $\text{Cu}_2\text{SIII}$  стабильно ниже  $110^\circ\text{C}$ ; его решетка ромбическая;  $a = 11,881 \pm 0,004\text{A}$ ,  $b = 27,323 \pm 0,008\text{A}$ ,  $c = 13,491 \pm 0,004\text{A}$ .

Соединение  $\text{Cu}_2\text{SII}$  стабильно при  $110$ — $470^\circ\text{C}$  и имеет гексагональную решетку;  $a = 3,981 \pm 0,004\text{A}$ ,  $c = 6,761 \pm 0,007\text{A}$  (при  $300^\circ\text{C}$ ).

Соединение  $\text{Cu}_2\text{SI}$  стабильно выше  $470^\circ\text{C}$ , имеет г. ц. к. решетку с периодом  $5,735 \pm 0,010\text{A}$  (при  $500^\circ\text{C}$ ).

Соединение  $\text{Cu}_{1,96}\text{SIII}$  стабильно ниже  $100^\circ\text{C}$ ; оно имеет «низкую» симметрию. Соединение  $\text{Cu}_{1,96}\text{SII}$  метастабильно, имеет тетрагональную решетку;  $a = 4,008 \pm 0,002\text{A}$ ,  $c = 11,268 \pm 0,006\text{A}$ .

Соединение  $\text{Cu}_{1,96}\text{SI}$  стабильно при температурах выше  $100^\circ\text{C}$ ; его решетка г. ц. к. с периодом  $5,707 \pm 0,006\text{A}$  при  $500^\circ\text{C}$ .

Соединение  $\text{Cu}_9\text{S}_5\text{II}$  стабильно ниже  $78^\circ\text{C}$ , имеет г. ц. к. решетку со сверхструктурой;  $a = 5,570 \pm 0,003\text{A}$  ( $\text{Cu}_{1,96}\text{S}$ ),  $a = 5,551 \pm 0,003\text{A}$  ( $\text{Cu}_{1,76}\text{S}$ ).

Соединение  $\text{Cu}_9\text{S}_5\text{I}$  стабильно выше  $78^\circ\text{C}$ , имеет г. ц. к. решетку с периодом  $5,610 \pm 0,006\text{A}$  (при  $300^\circ\text{C}$ ).

Решетка соединения  $\text{CuS}$  гексагональная;  $a = 3,794 \pm 0,003\text{A}$ ,  $c = 16,332 \pm 0,010\text{A}$ .

1. Oudar J. Compt. Rend., 1959, v. 249, p. 259—261.
2. Johannsen F., Vollmer H. Z. Erzbau Metallhuetenw., 1960, Bd. 13, S. 313—322.
3. Ruhl W., Sauer E. Ber. Oberhess. Ges. Natur-Heilk. Giessen, Naturw. Abt., 1957, Bd. 28, S. 35—47.
4. Djurle S. Acta Chem.Scand., 1958, v. 12, p. 1415—1426.
5. Wehefritz V. Z. Physik. Chem. (Frankfurt), 1960, Bd. 26, S. 339—358.

1,7176  
0,2824

### $\text{Cu}$ — $\text{Sb}$ . Медь—сурьма \*

Растворимость  $\text{Sb}$  в  $\text{Cu}$  в твердом состоянии вновь определена в работе [1] методом рентгеноструктурного анализа сплавов, приготовленных из высокочистых материалов. Получены следующие величины, хорошо согласующиеся с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, [15, 19]):

Температура, °C	600	550	500	450	400	360	340	250
Растворимость $\text{Sb}$ , % (ат.)	5,79	5,74	5,69	5,44	4,61	3,43	3,02	1,35

Ликвидус сплавов в области концентраций 70—100% (ат.), вновь определенный в работе [2], хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 356).  $\beta$ -фаза конгруэнтно плавится при содержании в сплаве 28,6% (ат.)  $\text{Sb}$ .

Равновесия в части системы от 20 до 30% (ат.) Sb, вновь изученные в работе [3] методами рентгеноструктурного анализа, показаны на рис. 186. Была найдена новая  $\epsilon'$ -фаза, являющаяся модификацией  $\epsilon$ -фазы, решетка  $\epsilon'$ -фазы гексагональная;  $a = 9,920\text{Å}$ ,  $c = 4,320\text{Å}$  [3, 4]. Структура  $k$ -фазы определена в работах [3, 5], она ромбическая, типа  $\text{Cu}_3\text{Ti}$ ;  $a = 5,503\text{Å}$ ,  $b = 4,768\text{Å}$ ,  $c = 4,353\text{Å}$ . Ранее приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [40]) величина периода  $a$  вдвое меньше.

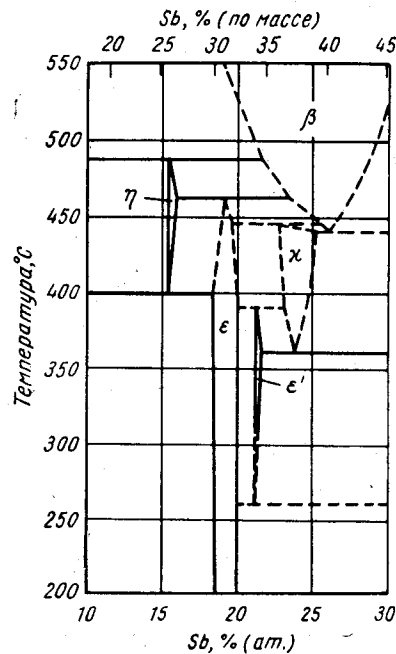


Рис. 186. Cu—Sb

1. Rajda V. Hutnicke Listy, 1958, v. 13, p. 761—768.
2. Вечер А. А., Герасимова Я. И. Научные доклады высшей школы, Химия и химическая технология, 1959, № 1, с. 16—18.
3. Gunzel E., Schubert K. Z. Metallkunde, 1958, Bd 49, S. 124—133.
4. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1957, Bd. 44, S. 229—230.
5. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1956, Bd. 43, S. 248—249.

0,1502  
1,8498

### Cu—Sc. Медь—скандий

Соединение  $\text{CuSc}$  имеет кубическую решетку типа  $\text{CsCl}$  [1]. Период решетки не приведен.

1. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL-6516., 1961, p. 259—260.

1,9056  
0,0944

### Cu—Se. Медь—селен \*

При повышенных температурах соединение  $\text{Cu}_2\text{Se}$  существует в области 33,3—35,6% (ат.) Se, его решетка г. ц. к. типа  $\text{CaF}_2$  [1]. Граница этой области со стороны Se, по данным работы [2], составляет 35% (ат.) Se. Сплавы, лежащие у границы этой области гомогенности между 35 и 35,6% (ат.) Se, сохраняют г. ц. к. решетку до комнатной температуры [1]. Однако в сплавах, лежащих со стороны Cu, при низкой температуре в зависимости от режима нагрева и охлаждения происходит несколько превращений. По данным работы [3], можно идентифицировать не менее семи различных кристаллических структур. Это решетки о. ц. к. либо тетрагональные с различными периодами. Очевидно, большинство из них метастабильны. Истинно стабильная низкотемпературная кристаллическая структура, очевидно, не могла быть установлена. Температура плавления соединения  $\text{Cu}_2\text{Se}$ , по данным дифференциального термического анализа, составляет  $1148 \pm 5^\circ\text{C}$  [4].

Синтезировать  $\text{Cu}_3\text{Se}_2$  из фазовой смеси с  $\text{Cu}_2\text{Se}$  и  $\text{CuSe}$  не удалось [1]. Сообщается о существовании соединения  $\text{CuSe}_2$ , однако его кристаллическая структура

не определена [1]. При исследовании тонких пленок, полученных при осаждении паров, сделано заключение, что соединение  $\text{CuSe}$  менее стабильно по сравнению с  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  [5].

1. Borchert W., Patzak I. Heidelb. Beitr. Mineral. Petrog., 1955, Bd. 4, S. 434—442.
2. Boettcher A. u. a. Z. Angew. Physik, 1955, Bd. 7, S. 478—487.
3. Lorenz G., Wagner C. J. Chem. Phys., 1957, v. 26, p. 1607—1608.
4. Mason D. R., O' Kane F. International Conference on Semiconductor Physic, Prague, 1960, Academic Press, Inc., N. Y., 1961, p. 1026—1031.
5. Эфендиев Г. А., Казинец М. М., Изв. АН Азербайджанской ССР, Серия физико-математических и технических наук, 1960, т. 5, с. 91—98.

0,3545  
1,6455

### Cu—Si. Медь—кремний \*

Изменения периодов г. ц. к.  $\xi$ -фазы в зависимости от состава точно установлены в работе [1]. Фаза  $\xi$ , определенная в работе [2] и подтвержденная более поздними данными [3], имеет три полиморфные модификации (рис. 187).

Растворимость Cu в твердом Si, определенная методом автордиографии, составляет [4]:

Температура, °C	1300	1200	1000	800	600
Растворимость, % (ат.)	$2,8 \cdot 10^{-3}$	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$5,5 \cdot 10^{-4}$	$8,5 \cdot 10^{-5}$	$5,3 \cdot 10^{-6}$

Эти величины впоследствии были подтверждены в работе [5].

1. Foley J. H., Raynor G. K. Trans. Faraday Soc., 1961, v. 57, p. 51—60.
2. Mima G., Hasegawa M. Technol. Rept. Osaka Univ., 1960, v. 10, p. 157—169.
3. Iokibe K. Kinzoku no Kenkyu, 1931, v. 8, p. 433; см [2].
4. Struthers J. D. J. Appl. Phys., 1956, v. 27, p. 1560.
5. Collins C. B., Carlson R. O. Phys. Rev., 1957, v. 108, p. 1409. См. Trumbore F. A. Bell System Tech. J., 1960, v. 39, p. 205—233.

1,6260  
0,3740

### Cu—Sm. Медь—самарий

Соединение  $\text{SmCu}_5$  имеет гексагональную решетку типа  $\text{CaCu}_5$  с периодами:  $a = 5,074 \pm 0,005\text{Å}$ ,  $c = 4,099 \pm 0,005\text{Å}$  [1].

1. Hasko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 763.

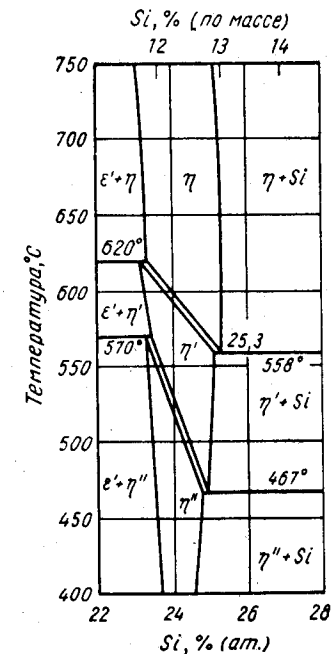


Рис. 187. Cu—Si

1,7286  
0,2714

### Cu—Sn. Медь—олово \*

На основании тщательного изучения монокристаллов  $\eta$ -фазы, получившихся при осаждении из ванн для лужения, удалось установить [1], что упорядочение в решетке наблюдается лишь вдоль оси  $c$ , при этом элементарная ячейка имеет периоды:  $a = 4,18\text{А}$ ,  $c = 25,20\text{А}$  (ср. с данными работ [47, 55, 58] по М. Хансену и К. Андерко, т. II). Монокристаллы содержали в качестве примеси  $\sim 0,5\%$  (по массе) Рб. Так как состав кристаллов находился в равновесии с твердым раствором на огне Sn, в работе [1] сделано предположение, что упорядочение вдоль оси  $a$  должно происходить, когда  $\eta$  находится в равновесии с  $\epsilon$ .

Период решетки твердого раствора на основе Cu вновь определен в работе [2]. Методами электронографии в работе [3] идентифицирована  $\delta'$ -фаза, ранее неизвестная. Ее структура относится к типу A4 (алмазная кубическая),  $a = 17,34\text{А}$ . Эти данные получены при изучении диффузионной пары Cu и Sn, полученных в виде тонких пленок при осаждении из паровой фазы в вакууме (диффузионный отжиг проводили при  $470^\circ\text{C}$  в течение 6 ч). В этой же работе [3] найдена переходная фаза, однако она не идентифицирована. Полученные в работе данные не были подтверждены другими методами исследования.

1. Goria G. Met. Ital., 1956, v. 48, p. 358—360.
2. Andresen A. F. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 259—260.
3. Mitsubishi T. J. Phys. Soc. Japan, 1961, v. 16, p. 453—455.

1,5457  
0,4543

### Cu—Ta. Медь—тантал \*

В жидкой Cu при температуре  $1200^\circ\text{C}$  растворяется около 0,009% (ат.) Ta [1].

1. Smith C. S. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 905—909.

1,6019  
0,3981

### Cu—Tb. Медь—тербий

Решетка соединения  $\text{TbCu}_5$  гексагональная типа  $\text{CaCu}_5$  с периодами:  $a = 14,96 \pm 0,01\text{А}$ ,  $c = 4,15 \pm 0,01\text{А}$  [1].

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 763.

1,6972  
0,3028

### Cu—Te. Медь—теллур \*

При кулонометрическом исследовании активности системы найдены следующие области гомогенности [1] при  $400^\circ\text{C}$ : 33,3—34,2, 41,2—41,8 и 43,1—43,5% (ат.) Te.

1. Lorenz G., Wagner C. J. Chem. Phys., 1957, v. 26, p. 1607—1608.

1,4373  
0,5627

### Cu—Th. Медь—торий \*

Диаграмма, приведенная в работе [1], представляет собой интерпретацию данных работ [2, 3], так же как и работ других авторов, рассмотренных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II). Диаграмма (рис. 188) построена на основании более поздних исследований, в которых использовали более чистые материалы. Фазовым соотношениям, приведенным на этой диаграмме, следует отдать предпочтение по сравнению с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 262).

В работе [4] вновь подтверждено, что соединение  $\text{Th}_2\text{Cu}$  имеет тетрагональную решетку типа  $\text{AlB}_2$  с периодами:  $a = 7,28\text{А}$ ,  $c = 5,75\text{А}$ , а в работе [5] — что решетка соединения  $\text{ThCu}_2$  гексагональная типа  $\text{AlB}_2$ ;  $a = 4,387 \pm 0,001\text{А}$ ,  $c = 3,472 \pm 0,001\text{А}$ .

392

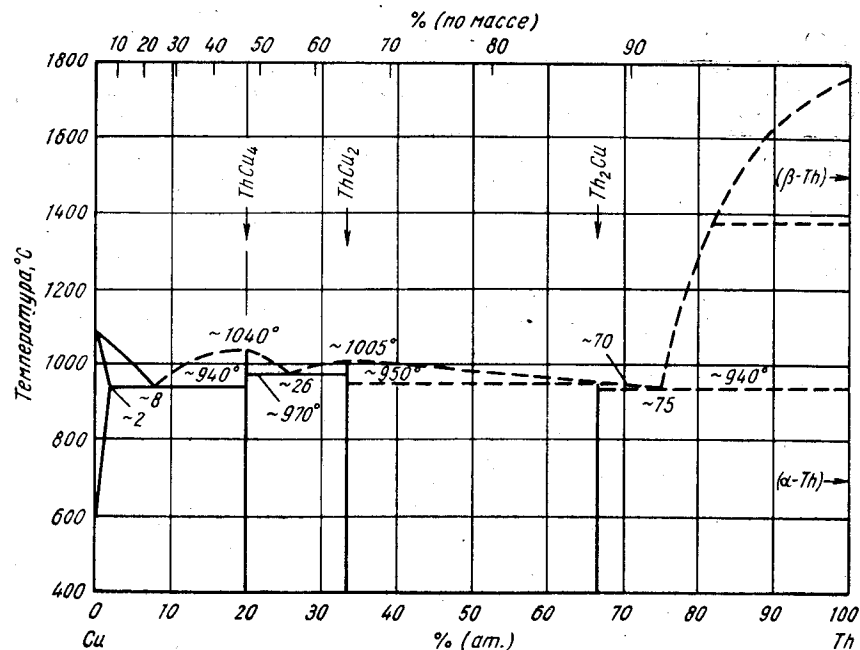


Рис. 188. Cu—Th

1. Rough F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 109—110.
2. Wilhelm H. A. a. o. U. S. At. Energy Comm. CT—3714, 1946.
3. Murray J. R. J. Inst. Metals, 1955—1956, v. 84, p. 91—96.
4. Matthias B. T. a. o. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 19, p. 130—133.
5. Brown A. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 860—865.

0,1227  
1,8773

### Cu—Ti. Медь—титан \*

Часть системы  $\text{Cu}_3\text{Ti}$ —Cu изучена вновь в работе [1] методами термического и металлографического анализов, а также измерением твердости. Эта система признана эвтектической [1], что подтверждает данные М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [12], рис. 364). Концентрация эвтектической точки 79,7% (ат.) [83,9% (по массе)] Cu; эвтектическая температура  $870 \pm 1^\circ\text{C}$ . Конгруэнтная температура плавления  $\text{TiCu}_3$   $908 \pm 1^\circ\text{C}$  [1]. Cu ограниченно растворяется в  $\text{TiCu}_3$ . Сплав, находящийся в равновесии при эвтектической реакции, содержит  $\sim 75,6\%$  (ат.) [80,4% (по массе)] Cu.

Растворимость Ti в Cu измерена при температурах выше [1, 2] и ниже [1—3] температуры инвариантной реакции затвердевания. Растворимость определена по изменению твердости [1], металлографическим анализом [2] и измерением твердости и электросопротивления [3]. Растворимость, определенная указанными способами, выше приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [4]), но примерно равна данным рис. 364 и работы [2] в том же справочнике. В табл. 17 суммированы значения растворимости, определенные в работах [1—3].

Была определена кристаллическая структура соединения  $\text{Ti}_2\text{Cu}$ . В работе [4] в результате тщательного измерения интенсивности нейтрограмм она была

393

идентифицирована о. ц. тетрагональной типа  $\text{MoSi}_2$ . В работе [5] при измерении интенсивности рентгенограмм соединению  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  была ориентировочно приписана та же решетка типа  $\text{MoSi}_2$  (в связи с близостью величины атомного фактора для Ti и Cu методика рентгеноструктурного анализа в данном случае имеет относительно низкую чувствительность).

Периоды решетки  $\text{Ti}_2\text{Cu}$ :  $a = 2,9438 \pm 0,0001 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,7861 \pm 0,0001 \text{ \AA}$  [4];  $a = 2,944 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,782 \text{ \AA}$  [5]; в работе [6] приведена более простая о. ц. тетрагональная ячейка;  $a' = 4,164 \text{ \AA}$ ,  $c' = 3,611 \text{ \AA}$  (эти периоды относятся к периодам решетки  $\text{MoSi}_2$  следующим образом:  $a' = \sqrt{2}a$ ,  $c' = c/3$ ).

ТАБЛИЦА 17. РАСТВОРИМОСТЬ Тi В Cu

Температура °C	Растворимость, % (ат.), по данным			Температура °C	Растворимость, % (ат.), по данным		
	[1]	[2]	[3]		[1]	[2]	[3]
1000	—	3,0	—	700	3,3	2,4	3,2
950	4,5	7,0	—	600	2,5	1,1	1,25
900	6,7	—	—	500	2,0	—	0,53
870	9,6	—	—	400	1,6	—	~0,20
(эвтектическая)				300	1,5	—	~0,13
850	7,9	6,8	6,5				
800	5,6	4,7	5,5				

Фазу с о. ц. тетрагональной метастабильной структурой, образующуюся при распаде сплава с 5,9% (ат.) [4,5% (по массе)] Cu, при 500 и 600°С наблюдали в работе [7]; периоды ее решетки:  $a = 3,691 \pm 0,019 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,622 \pm 0,011 \text{ \AA}$ .

1. Вигдорович В. Н. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1958, т. 2, с. 145—148
2. Saarivirta M. J., Cannon H. S. Metal Progr., 1959, v. 76, N. 2, p. 81—84.
3. Калинин К. П., Спиридонова М. З. Труды ин-та Гипроцветмет-обработка, 1960, вып. 18, с. 46—57.
4. Mueller H. H., U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 175—178.
5. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.
6. Ence E., Margolin H. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 320—322.
7. Нестеренко Е. Г., Чистов К. В., ФММ, 1960, т. 9, с. 415—421.

1,4926  
0,5074

### Cu—Ti. Медь—галлий \*

Ликвидусы сплавов в интервале температур между монотектической (980°С) и 1100°С, указанные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II), подтверждены данными работы [1]. Взаимодействие между Ti и кварцем не позволяет проводить исследования при высоких температурах.

1. Seith W. u. a. Z. Metallkunde, 1955, Bd. 46, S. 773—779.

1,4263  
0,5737

### Cu—U. Медь—уран \*

Состав и период решетки соединения  $\text{Cu}_5\text{U}$ , образующегося в опытах с диффузионными парами, отклоняются от равновесных [1]. Эти отклонения удовлетворительно объясняются влиянием внутренних напряжений, возникающих при диффузии [2].

1. Adda Y. e. a. Compt. Rend., 1960, v. 250, p. 115—117.
2. Beyeler M., Adda Y. Compt. Rend., 1961, v. 253, p. 2967—2969.

394

0,0959  
1,9041

### Cu—V. Медь—ванадий \*

В системе отсутствуют интерметаллические соединения [1], а растворимость V в Cu при 1000°С составляет <0,29% (ат.) [0,36% (по массе)] [1]. Кривые охлаждения сплавов, содержащих 0,6—6,15% (ат.) [0,5—5,0% (по массе)] V, имеют температурную остановку при 1085°С на 2 град выше соответствующей остановки для чистой Cu [1].

1. M c H u g h C. O. Ph. D. Thesis. Pennsylvania State University, 1959, 97p.

1,8541  
0,1459

### Cu—Y. Медь—иттрий

Диаграмма состояния системы (рис. 189) взята из работы [1], где она построена по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также определением температур начала плавления сплавов, приготовленных дуговой плав-

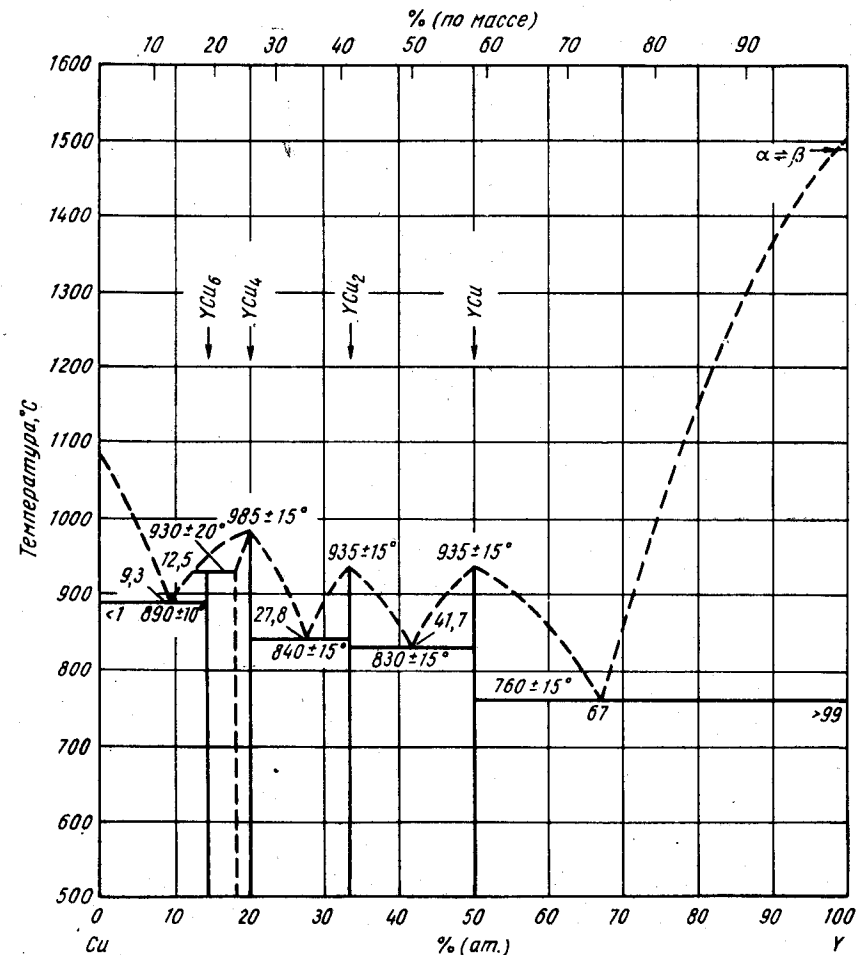


Рис. 189. Cu—Y

395

кой из 99,99%-ной Cu и ~99%-ного Y. Диаграмма, построенная в работе [2], почти аналогична приведенной [1]; авторы [2] определили то же количество и тот же стехиометрический состав соединений, что и в работе [1], за исключением соединения  $YCu_4$ , образование которого они наблюдали по синтетической реакции  $Zn_1 + Zn_2 \rightleftharpoons YCu_4$  при 912°С. Приведены следующие температуры невариантных превращений [2]: перитектическое образование  $YCu_6$  при 892°С; эвтектическое образование смеси  $YCu_4 - YCu_2$  при 842°С; температура плавления  $YCu_2$  895°С; эвтектическое образование смеси  $YCu_2 - YCu$  при 836°С; температура плавления  $YCu$  952°С, эвтектическое образование смеси  $YCu - Y$  при 782°С.

В работе [3] приведены следующие данные об эвтектических реакциях: образование эвтектики  $Cu - YCu_6$  при 850°С, концентрация эвтектической точки 8% (ат.) Y; концентрация эвтектической точки при образовании смеси  $YCu_4 - YCu_2$  25% (ат.) Y; концентрация той же точки при образовании смеси  $YCu_2 - YCu$  60% (ат.) Y.

По данным работы [4], эвтектическая реакция  $Zn [68\% \text{ (ат.) } Y] \rightleftharpoons Y + YCu$  протекает при 770°С, что отлично согласуется с данными работы [1]. Взаимная растворимость в твердом состоянии <1% (ат.) [1].

Решетка соединения  $YCu_6$  гексагональная;  $a = 6,83 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,07 \text{ \AA}$  [5].

У соединения  $YCu_4$  гексагональная решетка типа  $CaCu_2$ , это объясняет данные авторов работ [6, 7], сообщавших о соединении  $YCu_5$ . Вопросы, связанные с кристаллографией этого соединения нестехиометрического состава, обсуждаются в работе [8]. Периоды решетки (для  $YCu_6$ ) следующие:  $a = 4,984 \pm 0,005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,117 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [6];  $a = 4,994 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,113 \text{ \AA}$  [7].

По данным работ [3,5], соединение  $YCu_2$  имеет гексагональную решетку, однако периоды  $a$ , определенные разными авторами, различны:  $a = 7,49 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,09 \text{ \AA}$  [3];  $a = 7,41 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,84 \text{ \AA}$  [5].

Решетка соединения  $YCu$  кубическая, типа  $CsCl$ ;  $a = 3,477 \text{ \AA}$  [9],  $c = 3,474 \text{ \AA}$  [1].

1. Domagala R. F. a. o. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 137—155.
2. Naefling J., Daane A. H. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
3. Daane A. H., Spedding F. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—976, 1957, p. 20—21.
4. Love B. WADD Tech. Rep. 60—74, 1960, 226p.
5. Spedding F. H., Daane A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—1116, 1959; См. [6].
6. Гштейнднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
7. Wernik J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
8. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
9. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

1,9876  
0,0124

### Cu—Zn. Медь—цинк \*

Упорядоченный  $\alpha$ -твердый раствор на основе соединения  $Cu_3Zn$  изучали методами рентгеноструктурного анализа [1], калориметрического [2], измерением т. э. д. с. [3], термического, рентгеноструктурного и измерением твердости, тепло- и электропроводности [4]. По данным работы [4], имеются две области упорядочения:  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ , однако не указаны различия между этими двумя упорядоченными структурами (рис. 190). Период решетки  $\alpha$ -фазы заметно уменьшается с температурой отжига [1]. По данным этой работы, разупорядочение при температурах выше 350°С наблюдается у сплава с 25% (ат.) Zn, а при температурах выше 450°С — у сплава с 30% (ат.) Zn.

396

Равновесия фаз  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$  тщательно изучены методами рентгеноструктурного анализа на образцах, отожженных в течение более чем 6 месяцев при 200—430°С [5, 6]. Ретроградная растворимость, отмеченная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [35]), подтверждена данными работ [5, 6], при этом она определена более строго по сравнению с ранними работами. Фаза  $\beta'$  распадается по эвтектической реакции при температуре ~255°С с образованием смеси  $\alpha + \gamma$  [6]. Диаграмма на рис. 190 приведена по данным работы [6], возможно, она является результатом более строгого рассмотрения данных работы [5]. Граница между фазовыми областями  $\alpha$  и  $(\alpha + \beta')$  [5, 6] хорошо совпадает при температурах от 400°С и выше с соответствующей границей, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [27, 35]); границы областей  $(\alpha + \beta')/\beta'$  и  $\beta'/(\beta' + \gamma)$  [6] в температурном интервале 350—430°С примерно на 1% (ат.) богаче Zn по сравнению с аналогичными данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [27]).

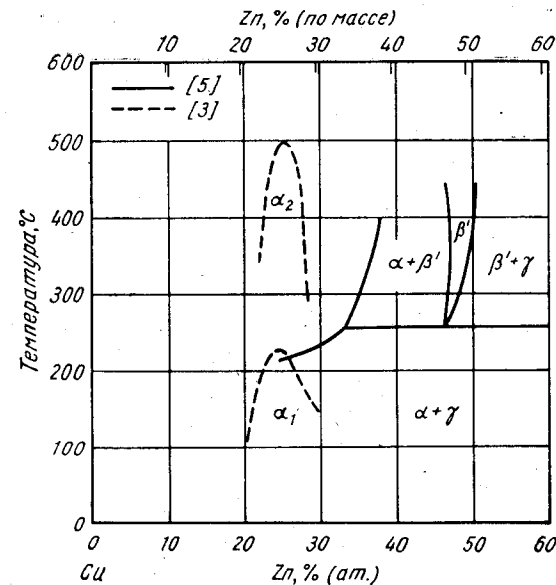


Рис. 190. Cu—Zn

В работе [7] методами металлографического и рентгеноструктурного анализов изучено мартенситное и изотермическое превращение фаз  $\beta$  и  $\beta'$  в метастабильные фазы.

1. Feder R. o. a. J. Appl. Phys., 1958, v. 29, p. 984—988.
2. Kussman A., Wollenberger H. Z. Metallkunde, 1959, Bd. 50, S. 94—100.
3. Dahl O., Starke E. Z. Metallkunde, 1959, Bd. 50, S. 410—412.
4. Григорьев А. Г. и др. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 1547—1551.
5. Shinoda G., Amano Y. J. Phys. Soc. Japan, 1951, v. 6, p. 508, см. [6].
6. Shinoda G., Amano Y. Trans. Japan Inst. Metals, 1960, v. 1, p. 54—57.
7. Bassi G., Strom B. Z. Metallkunde, 1956, Bd. 47, S. 16—21.

Г, 8430  
0, 1570

### Cu—Zr. Медь—цирконий \*

Растворимость Zr в Cu определена металлографически на сплавах, приготовленных из высокочистой Cu [1]. Значения растворимости [1] (рис. 191) оказались значительно ниже определенных в работе [2] путем измерения твердости [например, с 0,7% (ат.) Zr при 940°С растворимость уменьшается до 0,35% (ат.) Zr при 700°С] и ниже данных, приведенных М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [3]), хотя совпали с данными другой работы (см. т. II [4]).

Линейным металлографическим анализом структур отожженных сплавов в работе [3] установлено, что растворимость Cu в Zr следующая: 5,25% (ат.) при 960°С; 4,67% (ат.) при 925°С; 3,94% (ат.) при 890°С и 2,79% (ат.) при 850°С.

Структура соединения  $Zr_2Cu$  приблизительно идентифицирована в работе [4] тетрагональной типа  $Si_2Mo$ ;  $a = 3,220$  А,  $c = 11,183$  А. В работе [1], по М. Хансену и К. Андерко (т. II), ранее были приведены следующие периоды тетрагональной решетки соединения  $Zr_2Cu$ :  $a = 4,545$  А,  $c = 3,723$  А. Периоды решетки типа  $Si_2Mo$  относятся к этим, как  $a' = a/\sqrt{2}$ ,  $c' = 3c$ , где  $a$  и  $c$  — периоды решетки, определенной в работе [1], а  $a'$  и  $c'$  — периоды, определенные в работе [4].

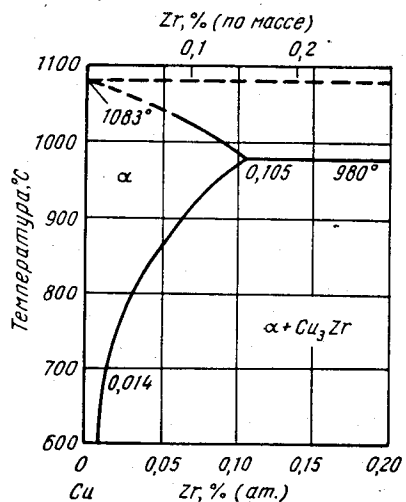


Рис. 191. Cu—Zr

1. Saarivirta M. J. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 431—437.
2. Захаров М. В. и др. Металловедение и обработка металлов, 1957, № 3, с. 23—27.
3. Douglass D. L., Morgan R. E. Trans. AIME, 199, v. 215, p. 869—870.
4. Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 164—165.

Г, 9874  
0, 0162

### Dy—Er. Диспрозий—эрбий

В системе отсутствуют соединения и имеется эвтектическое превращение при 1300°С; концентрация эвтектической точки 22,5% (ат.) [22% (по массе) Dy [1]]. Растворимость Dy в Er в твердом состоянии 9,2—12,3% (ат.) [9—12% (по массе)].

1. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.

0, 4638  
Г, 5362

### Dy—Fe. Диспрозий—железо

В системе существуют два соединения:  $DyFe_2$  и  $DyFe_5$  [1, 2]. При 855°С происходит эвтектическое образование смеси твердого раствора на основе Dy с  $DyFe_2$ , концентрация эвтектической точки 71,6% (ат.) [88% (по массе)] Dy [3]; растворимость Fe в Dy в твердом состоянии <0,3% (ат.) [0,1% (по массе)]. Данные рент-

398

геноструктурного анализа [1] можно интерпретировать таким образом, что оба соединения  $DyFe_2$  и  $DyFe_5$  образуются по перитектической реакции.

Решетка соединения  $DyFe_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  [1, 4, 5];  $a = 7,325 \pm 0,005$  А [4],  $a = 7,321 \pm 0,001$  А [5]. У  $DyFe_5$  гексагональная решетка типа  $CaCu_5$ ;  $a = 4,90$  А,  $c = 4,10$  А [1].

1. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
3. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
5. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

0, 3675  
Г, 6325

### Dy—Ga. Диспрозий—галлий

В системе обнаружено четыре соединения:  $Dy_3Ga$ ,  $Dy_3Ga_2$ ,  $DyGa$  и  $DyGa_2$  [1]. Решетка  $DyGa$  ромбическая типа  $CrB$ ;  $a = 4,300 \pm 0,004$  А,  $b = 4,067 \pm 0,001$  А,  $c = 10,89 \pm 0,02$  А [2]. У  $DyGa_2$  гексагональная решетка, изоструктурная с  $AlB_2$ ;  $a = 4,2011 \pm 0,0003$  А,  $c = 4,0655 \pm 0,0005$  А [3];  $a = 4,199 \pm 0,005$  А,  $c = 4,066 \pm 0,005$  А [4].

1. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 946—947.
3. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
4. Haszko S. E. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 201.

0, 3499  
Г, 6501

### Dy—Ge. Диспрозий—германий

В работе [1] рентгеноструктурным анализом идентифицированы соединения  $DyGe$  и  $DyGe_2$  и сделано заключение о возможном существовании еще  $Dy_3Ge_2$ ,  $Dy_2Ge$ ,  $Dy_2Ge_3$ ,  $DyGe_3$  и  $DyGe_5$ . Решетка соединения  $DyGe$  ромбическая типа  $CrB$ ;  $a = 4,112 \pm 0,002$  А,  $b = 3,924 \pm 0,008$  А,  $c = 10,81 \pm 0,02$  А [2].

1. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 946—947.

2, 2074  
3, 7926

### Dy—H. Диспрозий—водород

Общая фазовая диаграмма для систем Dy—H, Er—H и H—Sm (рис. 192) приведена в работе [1]. Решетка соединения  $DyH_3$  гексагональная типа  $Ni_3As$ ;  $a = 3,67 \pm 0,01$  А,  $c = 6,60 \pm 0,02$  А [2].

399



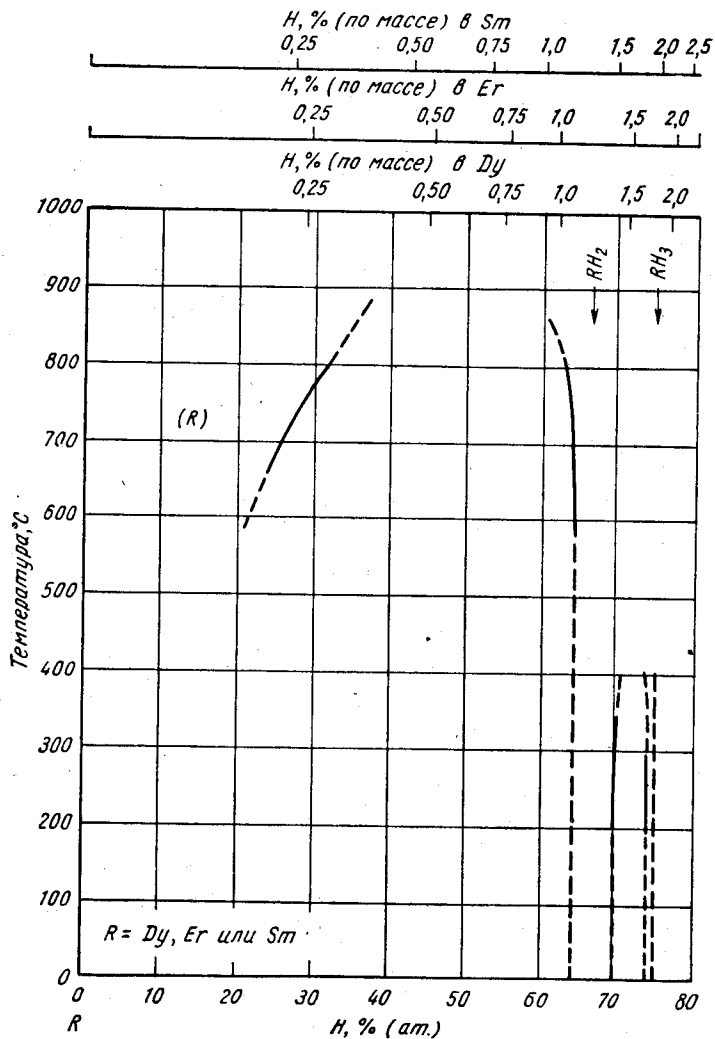


Рис. 192. Общая диаграмма для систем Dy—N, Er—N и N—Sm

1. Mulford R. N. R. U. S. At. Energy Comm. AECU—3813, 1958; см. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Ellinger F. H. Частное сообщение; см. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,1509  
1,8491

### Dy—In. Диспрозий—индий

В системе имеется пять соединений:  $Dy_3In$ ,  $Dy_2In$ ,  $DyIn$ ,  $Dy_2In_3$  и  $DyIn_2$  [1]. Решетка  $Dy_3In$  тетрагональная типа  $CuTi_3$ ;  $a = 4,602 \pm 0,004$  А,  $c = 4,945 \pm 0,004$  А. Упорядочение не было обнаружено, возможно, в связи с близостью

400

атомных факторов [2]. Соединение  $DyIn$  имеет кубическую решетку типа  $CsCl$ ,  $a = 3,7866 \pm 0,0009$  А;  $DyIn_3$  — кубическую типа  $AuCu_3$ ,  $a = 4,5762 \pm 0,0009$  А [2].

1. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 946—947.

1,9271  
0,0729

### Dy—Ir. Диспрозий—иридий

Для изучения магнитных свойств было приготовлено соединение  $DyIr_2$  [1]. Решетка соединения идентифицирована г. ц. к. типа  $MgCu_2$ , периоды ее не приведены.

1. Bozorth R. M. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 1595—1596.

0,4709  
1,5291

### Dy—Mn. Диспрозий—марганец

В системе известны соединения:  $DyMn_2$  [1—4],  $DyMn_5$  [1, 4] и, возможно,  $DyMn_{12}$  [4]. Решетка  $DyMn_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$  с периодом  $7,564 \pm 0,005$  А [2] и  $7,5731 \pm 0,0008$  А [3]. У  $DyMn_5$  ромбическая решетка, изоструктурная с соответствующими соединениями, образуемыми Gd, Ho и Y с Mn;  $a = 7,18$  А,  $b = 4,40$  А,  $c = 3,11$  А [1]. Температура плавления сплава Dy с 48,2% (ат.) Mn [20% (по массе)]  $840^\circ$  С [5], возможно, что это эвтектическая температура образования смеси (Dy— $DyMn_2$ ).

1. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
3. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
4. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
5. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—863 (QPR 12), 1961, p. 3—4.

0,2288  
1,7712

### Dy—Mo. Диспрозий—молибден

В системе Dy—Mo соединения отсутствуют [1].

1. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.

1,0645  
2,9355

### Dy—N. Диспрозий—азот

При взаимодействии порошкового металла и KCl в струе аммиака при  $700^\circ$  С образуется моонитрид  $DyN$  [1]. Его решетка г. ц. к., изоструктурная с NaCl,  $a = 4,905 \pm 0,002$  А.

1. Klemm W., Winkelmann G. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1956, Bd. 288, S. 87—90

## Dy—Nb. Диспрозий—ниобий

Соединений в системе Nb—Dy не обнаружено [1].

- Moriarty J. L., Baenziger N. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.

## Dy—Ni. Диспрозий—никель

В работах [1, 2] сообщается о существовании соединений  $Dy_3Ni$ ,  $DyNi$ ,  $DyNi_2$  и  $DyNi_5$ ; кроме того, в работе [1] в интервале концентраций 75—80% (ат.) Ni наблюдали еще два соединения (предложены формулы  $DyNi_3$ ,  $Dy_2Ni_7$  и  $DyNi_4$ ).

Решетка  $DyNi$  ромбическая типа несколько деформированной решетки FeB;  $a = 5,353 \pm 0,004$  А,  $b = 4,319 \pm 0,002$  А,  $c = 6,895 \pm 0,002$  А [3]. У  $DyNi_2$  г. ц. к. решетка типа  $MgCu_2$  [1, 2, 4, 5];  $a = 7,155 \pm 0,005$  А [4],  $a = 7,142 \pm 0,004$  А [5]. Соединение  $DyNi_5$  имеет гексагональную решетку типа  $CaCu_5$  [1, 2, 5, 6];  $a = 4,8756 \pm 0,0002$  А,  $c = 3,9673 \pm 0,0001$  А [5];  $a = 4,869 \pm 0,005$  А,  $c = 3,969 \pm 0,005$  А [6].

По данным работы [7], в системе имеется эвтектическое превращение, концентрация эвтектической точки 67% (ат.) [85% (по массе)] Dy; соединение  $Dy_3Ni$  плавится при  $810^\circ\text{C}$ ; растворимость Ni в Dy в твердом состоянии  $< 0,28\%$  (ат.) [0,1% (по массе)].

- Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
- Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
- Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 946—947.
- Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
- Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
- Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
- Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.

## Dy—O. Диспрозий—кислород

Существование в системе  $Dy_2O_3$ , впервые обнаруженного в работе [1], подтверждено данными работ [2—5]. Полиморфизм  $Dy_2O_3$  изучен [5—9]. Низкотемпературная модификация  $Dy_2O_3$  имеет о. ц. к. решетку типа  $Mn_2O_3$  с периодом  $10,667 \pm 0,006$  А [3];  $10,667 \pm 0,001$  А [4];  $10,6647$  А [5]. По данным работ [5—7, 9], единственно стабильная форма соединения — структура типа  $Mn_2O_3$  (С-тип), однако опыты выше  $1600^\circ\text{C}$  не проводились. По данным работы [8], структура типа  $Mn_2O_3$  превращается в В-тип (моноклинную) при  $2150^\circ\text{C}$ .

$Dy_2O_3$ , кристаллизовавшийся непосредственно из расплава [4], имел температуру плавления  $2340 \pm 10^\circ\text{C}$  [10].

- Zachariasen W. Norsk. Geol. Tidsskr., 1927, Bd. 9, S. 310—316.
- Bommer H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd. 241, S. 273—280.
- Templeton D. H., Dauben C. H. J. Amer. Chem. Soc., 1954, v. 76, p. 5237—5239.
- Staritzky E. Anal. Chem., 1956, Bd. 28, S. 2023—2024.
- Roth R. S., Schneider S. J. J. Res. Natl. Bur. Std., 1960, v. 64A, p. 309—316.

- Iandelli A. Gazz. Chim. Ital., 1947, v. 77, p. 312—318.
- Brauer G., Gradinger H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1954, Bd. 276, S. 209—226.
- Warsaw I., Roy R. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2048—2051.
- Blum S. L., Maguire E. A. Amer. Ceram. Soc. Bull., 1960, v. 39, p. 310—312.
- Poletz G. L. Krystyniak C. W. U. S. At. Energy Comm. KAPL—1607, 1956, см. Гшнейднер К: Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

## Dy—Os. Диспрозий—осмий

Для изучения магнитных свойств было приготовлено соединение  $DyOs_2$  [1]. Решетка соединения идентифицирована гексагональной типа  $MgZn_2$ ; периоды ее не приведены.

- Bozorth R. M., a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 1595—1596.

## Dy—P. Диспрозий—фосфор

Решетка соединения  $DyP$  г. ц. к. типа  $NaCl$ ,  $a = 5,654$  А [1].

- Iandelli A. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

## Dy—Pt. Диспрозий—платина

Сообщается [1] о существовании в системе соединений  $DyPt$ ,  $DyPt_2$ ,  $DyPt_3$ ,  $DyPt_5$  и, возможно,  $Dy_2Pt_3$ . Решетка  $DyPt$  ромбическая типа несколько деформированной решетки FeB;  $a = 5,466 \pm 0,011$  А,  $b = 4,453 \pm 0,013$  А,  $c = 7,118 \pm 0,009$  А [2]. У  $DyPt_2$  г. ц. к. решетка типа  $MgCu_2$ ;  $a = 7,5966 \pm 0,0007$  А [3]. Соединение  $DyPt_3$  имеет кубическую решетку типа  $AuCu_3$ ,  $a = 4,072 \pm 0,001$  А [3].

- Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
- Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 946—947.
- Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

## Dy—Pu. Диспрозий—плутоний

Добавки Dy к Pu позволяют зафиксировать закалкой при комнатной температуре  $\delta$ -Pu. Для этого необходимо минимум  $4,1 \pm 0,3\%$  (ат.) Dy [1].

- Gschneidner K. A. a. o. Plutonium, 1960, eds. E. Grison a. o. Cleaver—Hume Press Ltd. London, 1961, p. 134—142.

## Dy—Rh. Диспрозий—родий

Решетка соединения  $DyRh_2$  г. ц. к. типа  $MgCu_2$ ,  $a = 7,483$  А [1].

- Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

0,2061  
1,7939

### Dy—Ru. Диспрозий—рутений

Решетка соединения DyRu<sub>2</sub> гексагональная типа MgZn<sub>2</sub>;  $a = 5,255 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,844 \text{ \AA}$  [1].

1. D w i g h t A. E. U. S. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 156—158.

0,7045  
1,2955

### Dy—S. Диспрозий—сера

Соединение DyS, решетка которого г. ц. к. типа NaCl, имеет область гомогенности, по крайней мере со стороны S [1],  $a = 5,490 \text{ \AA}$  [2, 3].

В результате десульфуризации Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> алюминием в вакууме при 1350° С образуются соединения Dy<sub>6</sub>S<sub>7</sub> [4]. Это соединение плавится при 1540° С; его решетка моноклинная,  $a = 12,84 \text{ \AA}$ ;  $b = 3,81 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,61 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 74^\circ$  [1].

Соединение Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> существует в трех аллотропических модификациях: кристаллическая структура  $\alpha$ -Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> неизвестна, оно стабильно до температуры  $950 \pm 150^\circ \text{ C}$ , при которой переходит в  $\delta$ -Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> [1, 4]. Решетка последнего моноклинная;  $a = 17,57 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,02 \text{ \AA}$ ,  $c = 10,17 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 81,17^\circ$  [4]. При 1470° С  $\delta$ -Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> плавится и образуется  $\gamma$ -Dy<sub>2</sub>S<sub>3</sub> [4]. Его решетка о. ц. к. типа Th<sub>3</sub>P<sub>4</sub>,  $a = 8,292 \text{ \AA}$  [1, 4]; температура плавления 1490° С [4].

Соединение DyS<sub>2</sub> имеет область гомогенности до DyS<sub>1,89</sub> [5]. Его решетка тетрагональная;  $a = 7,69 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,85 \text{ \AA}$  [1, 5].

1. F l a h a u t J. e. a. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 2291—2293.
2. I a n d e l l i A. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.
3. O l c e s e G. L. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 256—259.
4. P i c o n M. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1960, p. 221—228.
5. F l a h a u t J. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1959, p. 1917—1920.

0,1254  
1,8746

### Dy—Sb. Диспрозий—сурьма

Решетка соединения DySb г. ц. к. типа NaCl;  $a = 6,153 \text{ \AA}$  [1],  $a = 6,160 \text{ \AA}$  [2].

1. B r i x n e r L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. I a n d e l l i A. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

0,3132  
1,6868

### Dy—Se. Диспрозий—селен

Решетка соединения DySe г. ц. к. типа NaCl;  $a = 5,711 \text{ \AA}$  [1],  $a = 5,713 \text{ \AA}$  [2]. Соединение, идентифицированное как Dy<sub>2</sub>Se<sub>3</sub> [3], имеет ромбическую (псевдотетрагональную) решетку с периодами:  $a = 3,69 \text{ \AA}$ ,  $b = 10,85 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,0 \text{ \AA}$  [4].

1. I a n d e l l i A. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.
2. O l c e s e G. L. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 256—259.
3. K l e m m W., K o c z y A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1937, Bd 233, S. 84—96.
4. M i l l e r J. F., H u m e s R. C. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 232—240.

0,7625  
1,2375

### Dy—Si. Диспрозий—кремний

Наиболее богатое Si соединение в системе Dy<sub>3</sub>Si<sub>5</sub> имеет ромбическую решетку;  $a = 4,03 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,94 \pm 0,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,33 \pm 0,01 \text{ \AA}$  [1]. Первоначально это соединение было идентифицировано, как DySi<sub>2</sub>, и у него при  $540 \pm 40^\circ \text{ C}$  наблюдалось полиморфное превращение [2]: низкотемпературная модификация имела ромбическую решетку;  $a = 4,04 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,95 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,34 \text{ \AA}$  [2] или  $a = 4,04 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,95 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,32 \text{ \AA}$  [3], а высокотемпературная — тетрагональную типа ThSi<sub>2</sub>;  $a = 4,03 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,38 \text{ \AA}$  ( $585^\circ \text{ C}$ ) [2]. Температура плавления «DySi<sub>2</sub>» была определена равной  $1525^\circ \text{ C}$  [3] или  $1550^\circ \text{ C}$  [4].

Металлографическим анализом сплавов, богатых Dy, установлено [5]: эвтектическое превращение при  $1145^\circ \text{ C}$ , концентрация эвтектической точки 84,8—89,4% (ат.) [97—98% (по массе)] Dy; существование соединения Dy<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>; растворимость Si в Dy в твердом состоянии  $< 0,58\%$  (ат.) [0,1% (по массе)].

1. L u n d i n C. E. Rare Earth Research, ed E. V. Kleber E. V., The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 306—313.
2. P e r r i J. A. a. o. J. Phys. Chem. 1959, v. 63, p. 616—619; P e r r i J. A. a. o. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 2073—2074.
3. B i n d e r I., S t e i n t z R. Pulvermet., 1959, v. 7, p. 18—21.
4. B i n d e r I. J. Amer. Ceramic. Soc., 1960, v. 43, p. 287—292.
5. K a t o H., C o p e l a n d M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.

1,9534  
0,0466

### Dy—Ta. Диспрозий—тантал

В системе Dy—Ta интерметаллические соединения не образуются [1, 2]. При температурах 1600 и 1500° С растворимость Ta в Dy соответственно 0,74 и 0,67% [вероятнее всего по массе, поэтому 0,68 и 0,6% (ат.)] [3]. Взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии незначительна [1, 2].

1. S p e d d i n g F. H., D a a n e A. H. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V. v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1956, p. 413; см [4].
2. B a e n z i g e r N. C., M o r i a r t y J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
3. S p e d d i n g F. H., D a a n e A. H. U. S. At. Energy Comm. IS—15, November, 1959, см. [4].
4. Г ш н е й д н е р К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

0,1050  
1,8950

### Dy—Te. Диспрозий—теллур

Решетка соединения DyTe г. ц. к. типа NaCl;  $a = 6,092 \text{ \AA}$  [1],  $a = 6,075 \text{ \AA}$  [2].

1. B r i x n e r L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
2. I a n d e l l i A. Rare Earth Research, ed. E. V. Kleber, The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

0,5305  
1,4695

### Dy—Ti. Диспрозий—титан

В системе отсутствуют соединения, взаимная растворимость компонентов незначительна [1]. Частичную несмешиваемость в жидком состоянии у сплавов, богатых Dy, наблюдали авторы работы [2].

1. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
2. Век Р. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия» 1965.

1,9004  
0,0996

### Dy—Tl. Диспрозий—галлий

Установлено существование в системе трех соединений: Dy<sub>2</sub>Tl, DyTl и DyTl<sub>3</sub> [1]. Решетка DyTl кубическая типа CsCl,  $a = 3,743 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [2]. У DyTl<sub>3</sub> кубическая решетка типа AuCu<sub>3</sub>,  $a = 4,6720 \pm 0,0009 \text{ \AA}$  [2].

1. Moriarty J. L., Baenziger N. C. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
2. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

1,8341  
0,1659

### Dy—U. Диспрозий—уран

Для системы характерна несмешиваемость в жидком состоянии [1, 2]. Растворимость Dy в жидком U при температурах 1250, 1200 и 1150°С соответственно 0,29% (ат.) [0,2% (по массе)] [1], 0,28% (ат.) [0,19% (по массе)] [2] и 0,22% (ат.) [0,15% (по массе)] [1].

1. Wilhelm H. A. Nuclear Fuels, Newsletter, WASH—704, December, 1957, см. Rough F. A. a. o. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 25.
2. Haefling J. F., Daane A. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 336—338.

0,5037  
1,4963

### Dy—V. Диспрозий—ванадий

Соединения в системе отсутствуют [1]. У сплавов, богатых V, отмечена частичная несмешиваемость в жидком состоянии [2]. В системе наблюдается эвтектическое превращение при 1165°С, концентрация эвтектической точки 85,6% (ат.) [96% (по массе)] Dy; растворимость V в Dy в твердом состоянии <0,31% (ат.) [0,1% (по массе)] [3].

1. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
2. Lundin C. E., Klodt D. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
3. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.

1,9463  
0,0537

### Dy—W. Диспрозий—вольфрам

Соединения в системе отсутствуют [1]. Факт неизменности периода решетки литых сплавов указывает на очень малую растворимость в твердом состоянии [1].

1. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

0,2508  
1,7492

### Dy—Zr. Диспрозий—цирконий

В работе [1] не обнаружены соединения в системе и отмечена, по данным рентгеноструктурного анализа, заметная растворимость Dy в Zr.

Диаграмма (рис. 193) построена по данным термического, рентгеноструктурного и металлографического анализов, а также измерением электросопротивления сплавов, приготовленных из Dy чистотой более 99% и высокочистого Zr [2].

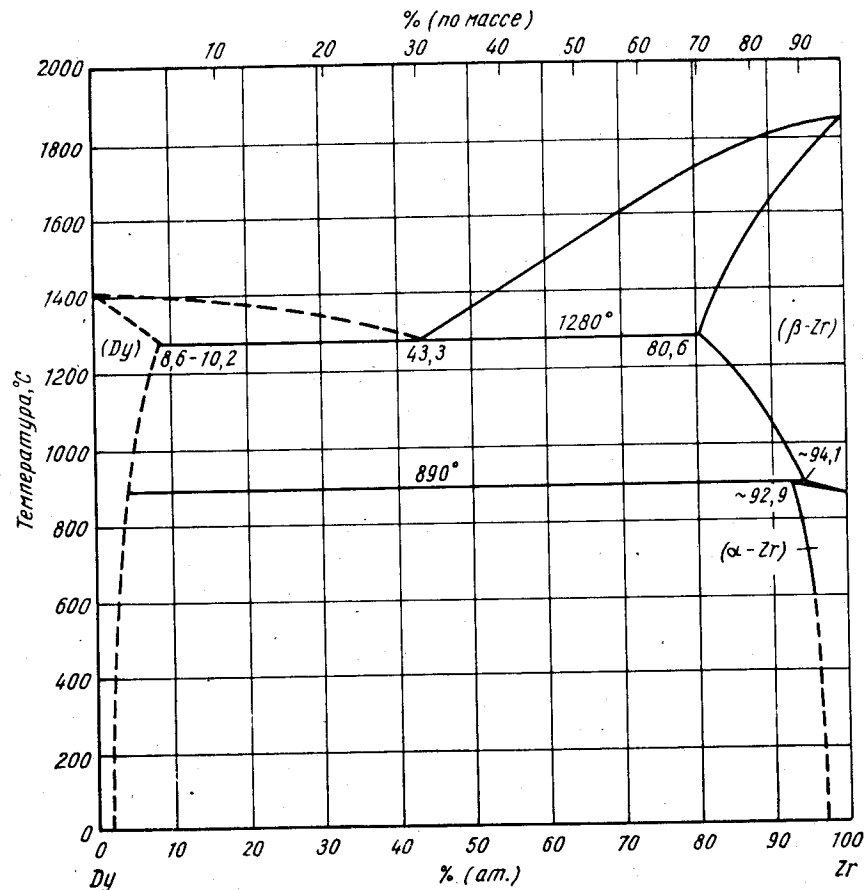


Рис. 193. Dy—Zr

Микроструктурными наблюдениями в работе [3] установлено, что добавки Dy повышают температуру полиморфного превращения Zr до перитектоидной; растворимость Dy в Zr по [3]: ~2,3% (ат.) [4% (по массе)] в β-Zr и ~5,0% (ат.) [8,5% (по массе)] в α-Zr. Хотя данные о растворимости [3] недостаточно точны, так как в сплавах присутствовали посторонние примеси, их качественное совпадение с данными работы [2] удовлетворительное.

В более поздней работе [4] концентрация эвтектической точки приведена равной 19,5% (ат.) [12% (по массе)] Zr, а растворимость при этой температуре 8,6—10,2% (ат.) [5—6% (по массе)] Zr в Dy. Однако в связи с отсутствием экспериментальных доказательств [4] к приведенным данным следует относиться осторожно.

1. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.
2. Croeni J. a. o. U. S. Bur. Mines, Rept. Invest. 5688, 1960, 12 p.
3. Uy J. C. a. o. Rensselaer Polytechnic Institute, Final Report on Contract AT (30—1)—2159, 1961: Zam D. J. Dissertation, Rensselaer Polytechnic Institute, 1960, 107 p.
4. Kato H., Copeland M. I. U. S. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13) 1961, p. 4—6.

0,4762  
1,5238

### Er—Fe. Эрбий—железо

Эвтектическое превращение в системе происходит при 890° С, концентрация эвтектической точки 75% (ат.) [90% (по массе)] Er; растворимость Fe в Er в твердом состоянии <0,6% (ат.) [0,2% (по массе)] [1]. В работе [2] при металлографическом изучении сплава с 1,7% (ат.) [5% (по массе)] Er найдено, что его структура двухфазная и представляет собой зерна Fe, окруженные Er в виде перитектической составляющей.

Соединение ErFe<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>;  $a = 7,274$  [3] или  $a = 7,273 \pm 0,005$  А [4].

1. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm. USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.
2. Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 43—48.
3. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500. Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.
4. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

0,3801  
1,6199

### Er—Ga. Эрбий—галлий

Соединение ErGa<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку типа AlB<sub>2</sub>;  $a = 4,186 \pm 0,005$  А,  $c = 4,018 \pm 0,005$  А [1].

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 201—202.

2,2200  
3,7800

### Er—H. Эрбий—водород

Обобщенная фазовая диаграмма систем Dy—H, Er—H и H—Sm, приведенная по данным работы [1], показана на рис. 192. По данным работы [2], соединение ErH<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа CaF<sub>2</sub>;  $a = 5,126 \pm 0,004$  А; соединение ErH<sub>3</sub> — гексагональную типа Na<sub>3</sub>As,  $a = 3,63 \pm 0,01$  А,  $c = 6,54 \pm 0,02$  А. Давление диссоциации соединения ErH<sub>2</sub> определяется из выражения  $\lg p$  (мм рт. ст.) =  $10,86 - 11,694/T$ .

1. Mulford R. N. R. U. S. At. Energy Comm. AECU—3813, 1958; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Ellinger F. H. Частное сообщение; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. Mulford R. N. R. Частное сообщение; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

1,9398  
0,0602

### Er—Ir. Эрбий—иридий

Соединение ErIr<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>;  $a = 7,473$  А [1]

1. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

408

0,8373  
1,1627

### Er—Mg. Эрбий—магний

В работе [1] были приготовлены неомогенные сплавы плавкой в герметически закрытом контейнере в атмосфере аргона. В системе имеются эвтектическое превращение (вероятно, вблизи Mg) и химические соединения. В этой же работе предположительно определен предел растворимости Er в Mg, он оказался равным <0,07—0,1% (ат.) [0,5—0,7% (по массе)].

1. Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 43—48.

0,4835  
1,5165

### Er—Mn. Эрбий—марганец

В работах [1, 2] по разному идентифицирована кристаллическая структура соединения ErMn<sub>2</sub>. По данным [1], она г. ц. к. типа MgCu<sub>2</sub>,  $a = 7,07$  А; по [2] — гексагональная типа MgZn<sub>2</sub>;  $a = 5,281 \pm 0,005$  А,  $c = 8,621 \pm 0,005$  А. Эти решетки близки между собой, таким образом, можно предположить существование у соединения полиморфизма.

1. Wallace W. E. Частное сообщение, см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Wernick J. H., Haszko S. E. Phys. Chem. Solids, 1961, v. 18, p. 207—209.

1,0771  
2,9229

### Er—N. Эрбий—азот

При взаимодействии порошкового металла с KCl в струе аммиака при 700° С получен монокристалл ErN [1]. Его решетка г. ц. к. изоструктурная с MgCu<sub>2</sub>,  $a = 4,839 \pm 0,002$  А.

1. Klemm W., Winkelmann G. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1956, Bd. 288, S. 87—90.

1,7446  
0,2554

### Er—Nb. Эрбий—ниобий

Ориентировочный вариант равновесной диаграммы Nb—Er дан в работе [1]. В системе не образуются промежуточные фазы. Примерно при температуре плавления Nb протекает монотектическая реакция; примерно при температуре плавления Er — эвтектическая.

1. Love B., WADD Tech. Rept. 61—123, 1961, 179 p.

0,4547  
1,5453

### Er—Ni. Эрбий—никель

Соединение Er<sub>3</sub>Ni, богатое Er, плавится при 880° С; концентрация эвтектической точки 33,5% (ат.) [15% (по массе)] Ni; растворимость Ni в Er в твердом состоянии <0,57% (ат.) [0,2% (по массе)] [1].

Решетка соединения ErNi<sub>2</sub> г. ц. к. типа MgCu<sub>2</sub>,  $a = 7,11 \pm 0,01$  А [2]. У ErNi<sub>5</sub> — гексагональная типа CaCu<sub>5</sub>;  $a = 4,856 \pm 0,005$  А,  $c = 3,966 \pm 0,005$  А [3];  $a = 4,859$  А,  $c = 3,964$  А [4].

1. Kato H., Copeland M. I. U. S. At. Energy Comm., USBM—U—887 (QPR 13), 1961, p. 4—6.

- Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
- Wernick J. H., Geller S. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 662—665.
- Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500; Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92.

1,0191  
2,9809

### Er—O. Эрбий—кислород

Равновесия в системе Er—Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> изучены в работе [1], по данным которой на рис. 194 приведена линия ликвидуса. По всей вероятности вблизи ординаты чистого Er и примерно при температуре его плавления происходит эвтектическое превращение. По данным рентгеноструктурного анализа, проводившегося при комнатной и повышенных температурах, Er и Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> находятся в равновесии при 1200°С. В работе [1] найдено, что сплав с 1,32% (ат.) O при 1000°С имеет г. ц. к. решетку с периодом 4,878 Å; на основании этого сделан вывод о существовании монооксида ErO. Однако более вероятно существование высокотемпературной г. ц. к. модификации Er (межатомное расстояние Er—Er в г. ц. к. решетке такое же, как и в гексагональной решетке Er). Данные металлографического и рентгеноструктурного анализов сплава предполагаемой стехиометрии не подтверждают существования ErO.

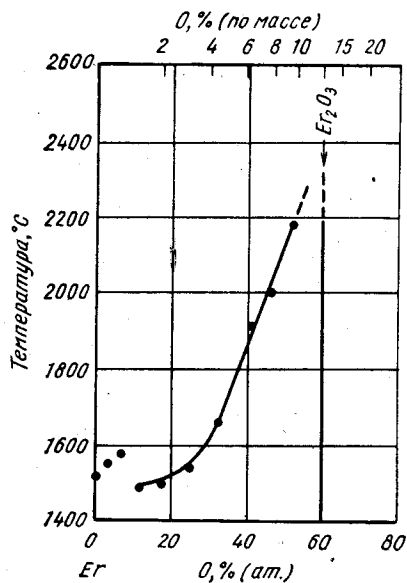


Рис. 194. Er—O

Растворимость O в Er при комнатной температуре < 0,31% (ат.) [0,03% (по массе)], при 1000°С < 2,1% (ат.) [0,2% (по массе)] [1]. Температура плавления Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 3000°С, определенная в работе [2], представляется слишком высокой, если учитывать данные о температурах ликвидуса, приведенные в работе [1]. В работе [3] указано, что Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> образуется непосредственно из расплава.

Кристаллическая структура соединения Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> изучена в работах [3—7]. Наиболее точные периоды о. ц. к. решетки типа Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> следующие: 10,547 ± 0,003 Å [6]; 10,550 ± 0,001 Å [3] и 10,5473 Å [7]. В работах [7—9] показано, что Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не претерпевает полиморфного превращения и имеет решетку, только изоструктурную с Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, так называемого C-типа.

- Love B. WADD Tech. Rept. 61—123, 1961, 179p., особенно p. 30—34, 92—94, 125—128.
- Mott W. R. Trans. Amer. Electrochem. Soc., 1918, v. 34, p. 255ff.
- Staritzky E. Anal. Chem., 1956, Bd 28., S. 2023—2024.
- Zachariassen W. Norsk. Geol. Tidsskr., 1927, Bd. 9, S. 310—316.
- Bommer H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd. 241, S. 273—280.
- Templeton D. H., Dauben C. H. J. Amer. Chem. Soc., 1954, v. 76, p. 5237—5239.
- Roth R. S., Schneider S. J. J. Res Natl. Bur. Std., 1960, v. 64A, p. 309—316.
- Blum S. L., Maguire E. A. Amer. Ceram. Soc. Bull., 1960, v. 39, p. 310—312.
- Warshaw I., Roy R. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2048—2051.

1,9443  
0,0557

### Er—Os. Эрбий—осмий

Для изучения магнитных свойств химических соединений было приготовлено соединение ErOs<sub>2</sub>. Оно имеет гексагональную решетку типа MgZn<sub>2</sub> [1]. Значения периодов решетки не приводятся.

- Bozorth R. M. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 1595—1596.

0,7325  
1,2675

### Er—P. Эрбий—фосфор

Соединение ErP имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1, 2];  $a = 5,606 \pm 0,002$  Å [1].

- Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
- Iandelli A. Rare Earth Research; ed. Kleber E. V. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

0,1966  
1,8034

### Er—Pd. Эрбий—палладий

Решетка соединения ErPd<sub>3</sub> кубическая типа Cu<sub>3</sub>Au;  $a = 4,056$  Å [1].

- Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 158—162

1,8397  
0,1603

### Er—Pu. Эрбий—плутоний

Добавка минимум  $4,1 \pm 0,03\%$  (ат.) Er к Pu дает возможность зафиксировать закалкой при комнатной температуре  $\delta$  — Pu [1].

- Gschneidner K. A. a. o. Plutonium, 1960; ed. E. Grisson a. o. Cleaver — Hume Press Ltd., London, 1961, p. 134—142.

0,2111  
1,7889

### Er—Rh. Эрбий—родий

Соединение ErRh<sub>2</sub> имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub>;  $a = 7,444$  Å [1].

- Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

0,2159  
1,7841

### Er—Ru. Эрбий—рутений

Соединение ErRu<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку типа MgZn<sub>2</sub>;  $a = 5,235$  Å,  $c = 8,790$  Å [1];  $a = 5,227 \pm 0,002$  Å,  $c = 8,780 \pm 0,002$  Å [2].

- Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92, Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
- Compton V. B., Matthias B. T. Acta Cryst., 1959, v. 12, p. 651—654.

## Er—S. Эрбий—сера

Соединения  $Er_2S_3$ ,  $Er_5S_7$  и  $ErS$  были приготовлены в работе [2].  $Er_2S_3$  имеет моноклинную решетку;  $a = 10,07$  А,  $b = 4,00$  А,  $c = 17,33$  А,  $\beta = 81^\circ 10'$ ; оно плавится при  $1730^\circ\text{C}$  [1, 2];  $Er_5S_7$  также имеет моноклинную решетку;  $a = 12,63$  А,  $b = 3,77$  А,  $c = 11,47$  А,  $\beta = 74^\circ$ ; температура плавления  $1620^\circ\text{C}$  [1]. Соединение  $ErS$ , которое имеет область гомогенности, по крайней мере со стороны S, имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1];  $a = 5,432 \pm 0,002$  А [3, 4].

1. Flahaut J. e. a. Compt. Rend., 1957, v. 245, p. 2291—2293.
2. Picou M. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1960, p. 221—228.
3. Bruzzone G., Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat., Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
4. Iandelli A. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.

## Er—Sb. Эрбий—сурьма

Соединение  $ErSb$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1, 4] с периодом  $6,107 \pm 0,002$  А [1] или  $6,106$  А [2]. Температура плавления  $ErSb < 1900^\circ\text{C}$  [4].

1. Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
3. Iandelli A. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.
4. Miller Y. F., Himes R. C. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., p. 232—240.

## Er—Se. Эрбий—селен

В системе известны два химических соединения:  $Er_2Se_3$  [1] и  $ErSe$  [2, 3]. Температура плавления  $Er_2Se_3$  равна  $1520 \pm 25^\circ\text{C}$ , а  $ErSe \sim 1800^\circ\text{C}$  [4]. Решетка соединения  $ErSe$  г. ц. к. типа NaCl;  $a = 5,662 \pm 0,002$  А [2].

1. Klemm W., Koszy A. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1937, Bd. 223, S. 84—96.
2. Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
3. Iandelli A. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.
4. Miller J. F., Himes R. C. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 232—240.

## Er—Si. Эрбий—кремний

Соединение  $Er_3Si_5$  имеет гексагональную решетку;  $a = 3,799 \pm 0,001$  А,  $c = 4,090 \pm 0,001$  А [1].

1. Lundin C. E. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co. N. Y., 1961, p. 306—313.

## Er—Sn. Эрбий—олово

Система изучена в области концентраций 0—32% (ат.) [0—25% (по массе)] Sn методами термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов [1]. По ориентировочной диаграмме (рис. 195) в системе происходит эвтектическое превращение. Стехиометрический состав соединения  $Er_2Sn$ , богатого Er, был установлен линейным металлографическим анализом. Металлографические наблюдения подтверждают, что соединение плавится конгруэнтно. Максимальная растворимость Sn в Er  $< 1,4\%$  (ат.) [1% (по массе)]; очевидно, Sn не влияет на стабильность высокотемпературной аллотропической модификации Er.

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226 p., особенно p. 42—44; 112, 113, 188—193.

## Er—Ta. Эрбий—тантал

В работе [1] сообщается, что Er можно плавить в танталовых тиглях, при этом в металле оказывается  $\sim 0,009\%$  (ат.) [0,1% (по массе)] Ta; соединения в системе не образуются. Растворимость Ta в твердом Er, а также Er в Ta очень мала [1]. По данным работы [2], металлы не смешиваются ни в жидком, ни в твердом состоянии.

1. Spedding F. H., Daane A. H. Metallurgy and Fuels, chap. V, p. 413, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 1, Pergamon Press, N. Y., 1956; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 43—48.

## Er—Te. Эрбий—теллур

Соединение  $ErTe$  имеет г. ц. к. решетку типа NaCl [1—3];  $a = 6,021 \pm 0,002$  А [1] или  $a = 6,063$  А [2].

В работе [4] приведены электрические и электронные свойства соединения, идентифицированного как  $Er_2Te_3$ , но не приводятся кристаллографические данные о его строении.

1. Bruzzone G. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1961, v. 31, p. 260—264.
2. Brixner L. H. J. Inorg. Nucl. Chem., 1960, v. 15, p. 199—201.
3. Iandelli A. Rare Earth Research; ed. E. V. Kleber. The Macmillan Co., N. Y., 1961, p. 135—141.
4. Miller J. F. a. o. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 106, p. 1043—1046.

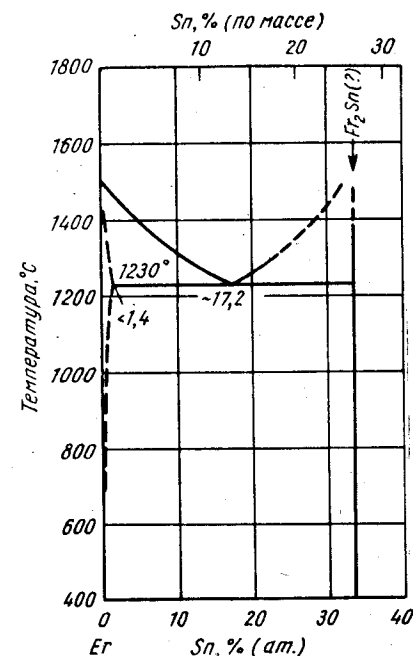


Рис. 195. Er—Sn

Диаграмма состояний системы, приведенная на рис. 196, относится к простому эвтектическому типу: эвтектическая температура  $1320 \pm 20^\circ \text{C}$ , концентрация эвтектической точки  $\sim 26\%$  (ат.) [9% (по массе)] Ti; интерметаллические соединения в системе не образуются [1].

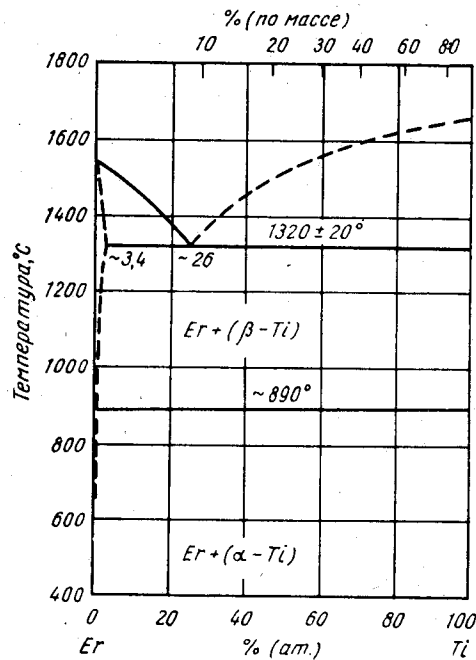


Рис. 196. Er—Ti

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226p особенно p. 31, 32, 102, 103, 166—172.
2. Даане А. Н. Выступление на ASM Meeting, Chicago, 1959; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
3. Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 43—48.

Er и U не смешиваются в жидком состоянии [1, 2]. Растворимость Er в U по [1] 0,28% (ат.) [0,2% (по массе)] при  $1250^\circ \text{C}$  и 0,21% (ат.) [0,15% (по массе)] при  $1150^\circ \text{C}$ ; по [2] 0,26% (ат.) [0,18% (по массе)] при  $1200^\circ \text{C}$ .

Растворимость Er в  $\alpha$ -U в твердом состоянии  $< 0,6\%$  (ат.) [3].

1. Wilhelm H. A. Nuclear Fuels Newsletter, WASH—704, 1957; см. R o u g h F. A., B a u e r A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1300, 1958, p. 26.
2. H a e f l i n g J. F., D a a n e A. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 336—338.
3. B e r n d t A. F. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 214—217.

Система изучена методами термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов [1]. Диаграмма (рис. 197) характеризуется монотектической реакцией вблизи ординаты и при температуре плавления чистого V и эвтектической при температуре  $1495^\circ \text{C}$ ; концентрация эвтектической точки  $\sim 9,2\%$  (ат.) [3% (по массе)] V. Взаимная растворимость компонентов очень ограничена. Состав жидкости, богатой Er, при монотектической температуре 26,7—36,7% (ат.) [10—15% (по массе)] V. В работе [1] на рентгенограммах были отмечены линии, не относящиеся ни к чистым элементам, ни к их оксидам, карбидам или нитридам и, таким образом, указывающие на возможность существования в системе интерметаллидов; однако при металлографическом анализе соединения не наблюдались.

Существование монотектической и эвтектической превращений в системе подтверждено приближенным микроанализом в работе [2].

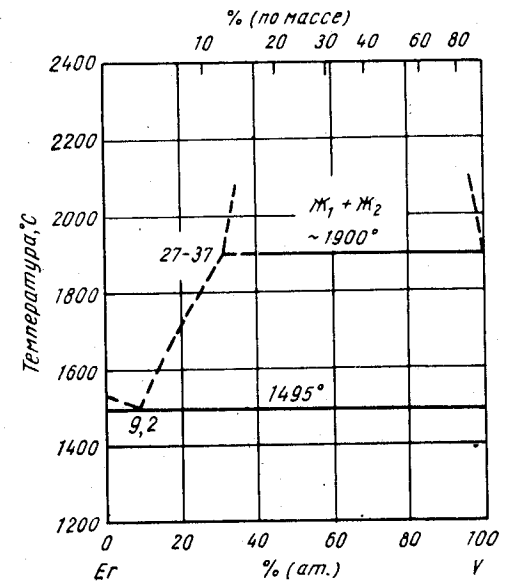


Рис. 197. Er—V

1. Love B. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226p., особенно p. 55—60, 120—122, 207—214.
2. Lundin C. E., Klodt D. Denver Research Institute. Неопубликованные данные; см. в сб. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. Х. Спеддинга и А. Х. Даана. Изд-во «Металлургия» 1965.

Методами металлографического, термического и рентгеноструктурного анализов установлено, что сплавы этой системы полностью смешиваются в твердом состоянии [1]. При высокотемпературном ( $1200^\circ \text{C}$ ) рентгеноструктурном исследовании оказалось, что промежуточные фазы в системе отсутствуют. В работе не было получено доказательств стабилизации высокотемпературной аллотропической модификации Y добавками Er.

Температуры плавления сплавов очень мало меняются с учетом ошибки опыта (температура плавления Er  $1497 \pm 15^\circ \text{C}$ , Y  $1502 \pm 7^\circ \text{C}$ ), что указывает на небольшую разницу по температуре между ликвидусом и солидусом у сплавов системы.

1. Love B. WADD Tech. Rept. 61—123, 1961, 198p., особенно p. 21—23, 80—84, 113—120.
2. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.



## Er—Zr. Эрбий—цирконий

Равновесия в системе изучены методами термического, рентгеноструктурного и металлографического анализов [1]. В работе [2] микроструктурными наблюдениями установлено, что добавки Er сдвигают  $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращение в Zr до температуры перитектоидной реакции, хотя посторонние примеси мешают точно определить значения растворимости. Диаграмма, построенная в работе [1], вместе с перитектоидной реакцией, установленной в [2], показана на рис. 198.

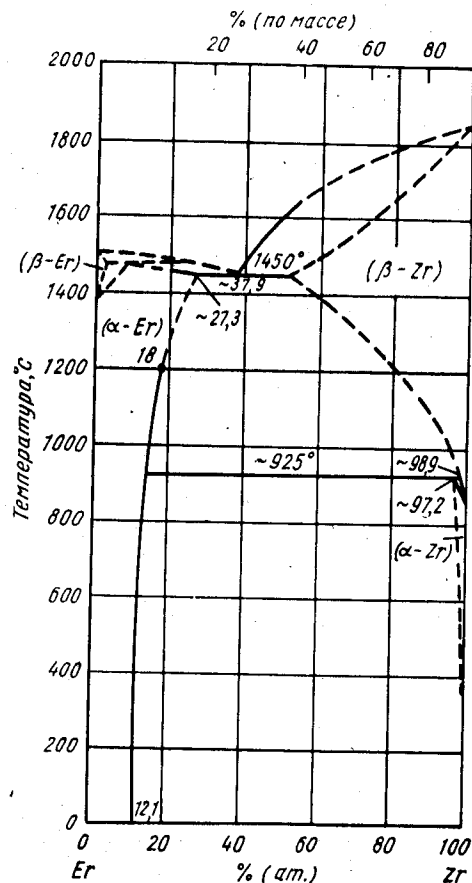


Рис. 198. Er—Zr

По данным дифференциального термического анализа [1], в Er происходит аллотропное превращение при  $\sim 1370^\circ\text{C}$ ; перитектическая реакция  $\text{Ж} + (\beta\text{-Er}) \rightleftharpoons (\alpha\text{-Er})$  установлена ориентировочно. Значительная растворимость Er в  $\beta\text{-Zr}$  установлена предположительно, в связи с отсутствием на термограммах сплавов, содержащих  $>55\%$  (ат.) [ $>40\%$  (по массе)] Zr, температурных оснований, характеризующих эвтектическое превращение. Растворимость Zr в  $\alpha\text{-Er}$  определена методами рентгеноструктурного анализа.

1. Love V. WADD Tech. Rept. 60—74, 1960, 226p.
2. Uy J. C. a. o. Rensselaer Polytechnic Intsitute, Final Report on Contract AT (30—1)—2159; Lam D. J. Dissertation, Rensselaer Polytechnic Institute, 1960, 107p.

0,3385  
Г,6815

## Eu—Ga. Европий—галлий

В работе [1] не удалось получить соединения  $\text{EuGa}_2$ . Такие соединения типа  $\text{AlB}_2$  существуют в большинстве систем PЗЭ—Ga.

1. Haszko S. E. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 201—202.

2,1784  
3,8216

## Eu—H. Европий—водород \*

Решетка соединения  $\text{EuH}_2$  изоструктурна с ромбической решеткой дигридов щелочноземельных металлов [1, 2]. В работе [3] обнаружен гидрид  $\text{EuH}_{1,8 \pm 0,06}$ .

1. Korst W. L., Warf J. C. Abstr. of Papers for 129th Meeting, Amer. Chem. Soc. April, 1956, 4Q.
2. Mulford R. N. R. U. S. At Energy Comm. AECU—3813, 8p.
3. Warf J. C., Hardcastle K. I. J. Amer. Chem. Soc., 1961, v. 93, p. 2206—2207; Hardcastle K. I. Dissertation, University of Southern California, Los Angeles, 1961, p. 53—55.

Г,8981  
0,1019

## Eu—Ir. Европий—иридий

При изучении магнитных свойств установлено, что решетка соединения  $\text{EuIr}_2$  г. ц. к. типа  $\text{MgCu}_2$  [1]. Период решетки не приведен.

1. Bozorth R. M. a. o. Phys. Rev., 1959, v. 115, p. 1595—1596.

1,0354  
2,9646

## Eu—N. Европий—азот

Соединение  $\text{EuN}$  было получено обработкой Eu в аммиаке [1] и прямым синтезированием [2]. Решетка этого соединения г. ц. к. типа  $\text{NaCl}$ ;  $a = 5,01_4 \text{ \AA}$  [1],  $a = 5,014 \text{ \AA}$  [3] или  $a = 5,007 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [2].

1. Klemm W., Winkelmann G. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1956, Bd. 288, S. 87—90.
2. Eick H. A. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 5987—5989.
3. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960. v. 29, p. 62—69.

0,9777  
Г,0223

## Eu—O. Европий—кислород

В системе имеются два окисла. Решетка  $\text{EuO}$  г. ц. к. типа  $\text{NaCl}$ ;  $a = 5,1439 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [1]. Окисел  $\text{Eu}_2\text{O}_3$  существует в двух модификациях: B-тип (высокотемпературная) и C-тип (низкотемпературная). Температура полиморфного превращения определена равной  $1075^\circ\text{C}$  [2],  $\sim 1100^\circ\text{C}$  [3] и  $1300\text{—}1400^\circ\text{C}$  [4].

В работе [2] указано, что это превращение необратимо и *B*-модификация стабильна; однако в работе [3] показано, что превращение обратимо. Решетка *B*-модификации моноклинная с периодами:  $a = 14,06 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,601 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,80 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 100,15^\circ$  [2] или  $a = 13,944 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,581 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,676 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 98,5^\circ$  [5]. Решетка *C*-модификации о. ц. к. типа  $\text{Mn}_2\text{O}_3$  с периодом  $10,860 \text{ \AA}$  [2],  $10,860 \pm 0,006 \text{ \AA}$  [5] или  $10,866 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [6]; в более ранних работах эта величина приведена равной  $10,84 \text{ \AA}$  [7],  $10,84_2 \text{ \AA}$  [8] и  $10,79_8 \text{ \AA}$  [4]. Температура плавления  $\text{Eu}_2\text{O}_3$   $2050 \pm 30^\circ \text{C}$  [9] или  $2240 \pm 10^\circ \text{C}$  [10].

1. Eick H. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1956, v. 78, p. 5147—5149; Eick H. Thesis, University of Iowa, 1956, p. 121.
2. Roth R. S., Schneider S. J. J. Res. Natl. Bur. Std., 1960, v. A64, p. 309—316.
3. Warsaw I., Roy R. J. Phys. Chem., 1961, v. 65, p. 2048—2051; Warsaw I. Thesis, Pennsylvania State University, 1961, 114p.
4. Iandelli A. Gazz. Chim. Ital., 1947, v. 77, p. 312—318.
5. Curtis C., Tharp A. J. Amer. Ceram. Soc., 1959, v. 42, p. 151—156, U. S. At. Energy Comm. ORNL—LA—15, 1958.
6. Templeton D. H., Dauben C. H. J. Amer. Chem. Soc., 1954, v. 76, p. 5237—5239.
7. Zachariassen W. Norsk. Geol. Tidsskr., 1927, Bd. 9, S. 310—316, Chem. Abstr. 1928, v. 22, p. 2087.
8. Bommer H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 241, S. 273—280.
9. Ploetz G. L., a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1958, v. 41, p. 551—554, см. [5].
10. Schneider S. J. J. Res. Natl. Bur. Std., 1961, v. A65, p. 429—434.

0,6757  
1,3243

### Eu—S. Европий—сера

В системе установлены следующие химические соединения:  $\text{EuS}$ ,  $\text{Eu}_3\text{S}_4$  и  $\text{EuS}_2$  (состав отличается от стехиометрического).

Решетка соединения  $\text{EuS}$  г. ц. к. типа  $\text{NaCl}$ , с периодом  $5,970 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [1],  $5,968 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [2],  $5,969 \text{ \AA}$  [3] и  $5,957 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [4]. У соединения  $\text{Eu}_3\text{S}_4$  о. ц. к. решетка типа  $\text{Th}_3\text{P}_4$  с периодом  $8,537 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [1, 5], область гомогенности у этого соединения отсутствует. Решетка соединения  $\text{Eu}_2\text{S}_3$  (теоретический стехиометрический состав  $\text{EuS}_2$ ) тетрагональная;  $a = 7,86 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,03 \text{ \AA}$  [1, 6].

В работах [1, 5] не удалось получить соединение  $\text{Eu}_2\text{S}_3$  ни прямым синтезированием, ни в реакции с  $\text{H}_2\text{S}$ ; на основании этого в работе [5] сделан вывод, что такого соединения нет. Однако в работе [7] при экстраполяции данных работы [1] до границы фазовых областей  $\text{Eu}_3\text{S}_4$  — твердый раствор на основе S, было высказано предположение о возможном существовании  $\gamma\text{-Eu}_2\text{S}_3$  с периодом решетки  $8,415 \pm 0,008 \text{ \AA}$ .

1. Demange L. e. a. Compt. Rend., 1959, v. 249, p. 697—699.
2. Klemm W., Sennf H. Z., Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 241, S. 259—263.
3. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
4. Nowacki W. Z. Krist., 1938, Bd A99, S. 339—341.
5. Pison M. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1960, p. 221—228.
6. Flahaut J. e. a. Bull. Soc. Chim. France, 1959, p. 1917—1920.
7. Гштейнднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

418

0,2844  
1,7156

### Eu—Se. Европий—селен

Решетка соединения  $\text{EuSe}$  г. ц. к. типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $6,185 \text{ \AA}$  [1, 2] или  $6,190 \text{ \AA}$  [3]. В работе [4] не смогли получить из окисла полиселенид (номинальный состав  $\text{Eu}_2\text{Se}_4$ ).

1. Klemm W., Sennf H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd. 241, S. 259—263, 1939, Bd. 242, S. 92ff.
2. Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Classe Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.
3. Guittard M., Benacerraf A. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 2589—2591.
4. Benacerraf A. e. a. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 1672—1675.

0,6338  
1,3662

### Eu—Si. Европий—кремний

Аллотропическое превращение в соединении  $\text{EuSi}_2$  происходит при  $-150^\circ \text{C}$  [1]. Выше этой температуры решетка соединения тетрагональная типа  $\text{ThSi}_2$ ;  $a = 4,29 \text{ \AA}$ ,  $c = 13,66 \text{ \AA}$ . В связи с отсутствием необходимого оборудования определить периоды решетки при температурах ниже  $-150^\circ \text{C}$  не удалось, однако предположительно решетку считают ромбически искаженной тетрагональной с периодом  $a$  несколько больше периода  $b$  так, как это наблюдается в дислицидах Nd, Sm, Gd, Dy и Y [1]. Температура плавления  $\text{EuSi}_2$   $1500^\circ \text{C}$  [2].

1. Perri J. A. a. o. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 616—619; Perri J. A. a. o. J. Phys. Chem., 1959, v. 63, p. 2073—2074.
2. Grinthal R. D. J. Electrochem. Soc., 1959, v. 107, p. 59—61.

0,0047  
1,9953

### Eu—Sm. Европий—самарий

Добавка 0,2% (ат.) (и по массе) Eu снижает температуру плавления Sm примерно на  $20 \text{ град}$  [1]. Однако эта добавка не изменяет температуры аллотропического превращения, равной  $917 \pm 5^\circ \text{C}$ .

1. Spedding F. H. a. o. J. Phys. Chem., 1960, v. 64, p. 289—294.

0,0760  
1,9240

### Eu—Te. Европий—теллур

Решетка соединения  $\text{EuTe}$  г. ц. к. типа  $\text{NaCl}$  с периодом  $a = 6,585 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [1].

1. Klemm W., Sennf H. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1939, Bd 241, S. 259—263; 1939, Bd 242, S. 92ff; см. Iandelli A., Gazz. Chim. Ital., 1955, v. 85, p. 881—887; Iandelli A. Atti Accad. Nazl. Lincei, Rend. Sci. Fis. Mat. Nat., 1960, v. 29, p. 62—69.

0,5015  
1,4985

### Eu—Ti. Европий—титан

Сплавы этой системы крайне трудно получить из-за высокого давления паров Eu. В работе [1], по данным химического, рентгеноструктурного, спектрального и металлографического анализов агрегата, спеченного в жидкой фазе при  $1150^\circ \text{C}$ , сделан вывод о том, что химические соединения в системе отсутствуют.

27\*

419

При этой температуре Eu несколько растворяется в Ti, а в жидкости содержится 8,9—11,7% (ат.) [3—4% (по массе)] Ti.

1. Kato H., Armantrout C. E. U. S. Energy Comm. USBM—U—745- (QPR Z), 1960, p. 41—43.

1,8051  
0,1949

### Eu—U. Европий—уран

Элементы слабо растворяются в жидком состоянии. Растворимость Eu в U составляет 0,3% (ат.) [0,2% (по массе)] при 1250°С и 0,23% (ат.) [0,15% (по массе)] при 1150°С и U в Eu 0,32% (ат.) [1,3% (по массе)] при 1250°С и 0,32% (ат.) [0,5% (по массе)] при 1000°С [1]. По данным работы [2], растворимость Eu в U при 1200°С равна 0,33% (ат.) [0,21% (по массе)] и U в Eu 0,72% (ат.) [1,12% (по массе)].

1. Wilhelm H. A. Nuclear Fuels Newsletter, WASH—704, December 1957; см. Rought F. A., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BМ1—1300, 1958, p. 26.

2. Haefling Y. F., Daane A. H. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 336—338.

1,9037  
0,0963

### Fe—Ga. Железо—галлий \*

По данным работы [1], промежуточная фаза FeGa<sub>3</sub> образуется в результате перитектического взаимодействия при 813 ± 10°С расплава, богатого Ga, и фазы Fe<sub>3</sub>Ga<sub>11</sub>. FeGa<sub>3</sub> имеет тетрагональную решетку, изоструктурную с CoCa<sub>3</sub> (химически близка к структуре CuAl<sub>2</sub>); a = 6,25 Å, c = 6,56 Å. В работе [2] сообщается, что Fe<sub>11</sub>Ga<sub>9</sub> (700—850°С) имеет ромбоэдрическую решетку типа Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>, a = 8,841 Å, α = 89° 12' (эквивалентные периоды гексагональной решетки: a = 12,463 Å, c = 15,577 Å). По данным работы [3], соединение Fe<sub>2</sub>Ga<sub>3</sub> стабильно между 590 и 700°С, имеет гексагональную решетку типа Mg; a = 2,61 Å, c = 4,21 Å. По данным той же работы, соединение Fe<sub>3</sub>Ga образуется в твердом состоянии ниже 800°С из твердого раствора на основе Fe; имеет кубическую упорядоченную решетку предположительно типа AuCu<sub>3</sub>; a = 3,701 Å.

1. Schubert K. u. a. Z. Metallkunde, 1959, Bd. 50, S. 534—540, Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1958, Bd. 45, S. 360—361.
2. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd. 47, S. 512.
3. Schubert K. u. a. Naturwissenschaften, 1960, Bd. 47, S. 303.

1,5503  
0,4497

### Fe—Gd. Железо—гадолиний \*

Равновесия в системе изучены главным образом методами термического, рентгеноструктурного и металлографического анализов [1—3]. В работе [1] использованы материалы чистотой >99%; чистота Gd составляла >99,7%. Диаграммы, построенные в работах [1, 2], в основном соответствуют одна другой и обе представляют собой простые диаграммы эвтектического типа; основное различие заключается в том, что в работе [1] найдены три химических соединения (Fe<sub>3</sub>Gd, Fe<sub>2</sub>Gd и Fe<sub>2</sub>Gd), а в работе [2] только два (Fe<sub>17</sub>Gd<sub>2</sub> и Fe<sub>2</sub>Gd). Термический анализ [2] указывает на существование третьего соединения, однако рентгеноструктурный этого не подтверждает. Диаграмма (рис. 199) взята из работы [1], однако на ней показана фаза Fe<sub>17</sub>Gd<sub>2</sub> как наиболее богатая Fe. Диаграмма, построенная в работе [2], отличается следующими особенностями: эвтектической реакцией распада твердого раствора на основе δ-Fe, перитектоидной реакцией распада твердого раствора на основе α-Fe при 932 ± 5°С, перитектическими реакциями Ж + (γ-Fe) ↔ Fe<sub>17</sub>Gd<sub>2</sub> при 1335 ± 10°С и Ж + Fe<sub>17</sub>Gd<sub>2</sub> ↔ GdFe<sub>2</sub> при 1080 ± 10°С

420

и, наконец, эвтектической реакцией при 830 ± 7°С, концентрация эвтектической точки 72,3% (ат.) [88% (по массе)] Gd.

Диаграмма, построенная в работе [3], значительно отличается от диаграмм, приведенных в работах [1, 2], и содержит два эвтектических превращения и семь промежуточных соединений: Fe<sub>4</sub>Gd, плавящееся конгруэнтно, Fe<sub>2</sub>Gd<sub>17</sub>, Fe<sub>5</sub>Gd, Fe<sub>7</sub>Gd<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>Gd, Fe<sub>2</sub>Gd и Fe<sub>3</sub>Gd<sub>2</sub>, плавящиеся перитектически. В области концентраций 0—25% Fe данные разбросаны и неубедительны: соединения Fe<sub>7</sub>Gd<sub>2</sub>,

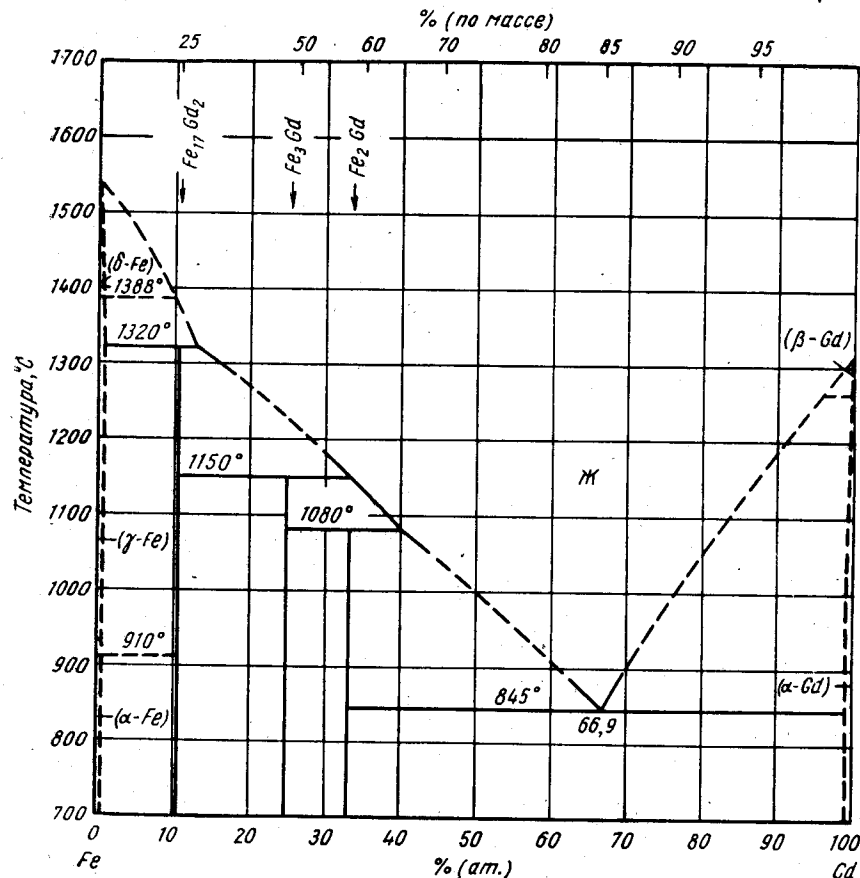


Рис. 199. Fe—Gd

Fe<sub>3</sub>Gd, Fe<sub>2</sub>Gd и Fe<sub>3</sub>Gd<sub>2</sub> плавятся перитектически соответственно при температурах 1300, 1160, 1050 и 910°С; эвтектическая реакция Ж ↔ Gd + Fe<sub>3</sub>Gd<sub>2</sub> протекает при 860°С и ~70,4% (ат.) [87% (по массе)] Gd.

Соединение Fe<sub>17</sub>Gd<sub>2</sub> имеет гексагональную решетку типа Zn<sub>17</sub>Th<sub>2</sub>; a = 9,848 Å, c = 4,144 Å [1]; a = 8,536 ± 0,003 Å, c = 12,429 ± 0,005 Å [2, 4] или a = 8,39 Å, c = 8,53 Å [3]; Fe<sub>3</sub>Gd имеет ромбоэдрическую решетку, a = 8,728 Å, α = 34° 19' (a = 5,148 Å, c = 24,62 Å) [1] или a = 4,72 Å, α = 39° 42' [3]; Fe<sub>2</sub>Gd — г. п. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub> с периодом 7,39 Å [1, 5]; 7,36 Å [2]; 7,53 Å [3]; 7,40 Å [6] или 7,389 ± 0,003 Å [7]; Fe<sub>5</sub>Gd — гексагональную; a = 4,92 Å, c = 4,11 Å [3]; a = 5,0 Å, c = 4,1 Å [6]; Fe<sub>4</sub>Gd — гексагональную;

421

$a = 5,15 \text{ \AA}$ ,  $c = 6,64 \text{ \AA}$ ;  $\text{Fe}_7\text{Gd}_2$  — ромбическую;  $a = 5,71 \text{ \AA}$ ,  $b = 6,78 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,15 \text{ \AA}$ ;  $\text{Fe}_3\text{Gd}_2$  — кубическую;  $a = 8,25 \text{ \AA}$ .

1. Copeland M., Kato H. Rare Earth Research (Proceedings of the Second Conference); ed. J. F. N achman and C. E. Lundin, Gordon and Breach Science Publishers Inc., N. Y., 1962, p. 133—141; Copeland M. a. o. U. S. Bur. Mines, Rept. Invest. 5925, 1962, 16p.
2. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1961, т. 6, с. 1732—1734; Савицкий Е. М. и др. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 59—64.
3. Novy V. F. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 580—585; Vickery R. C. a. o. j. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 3665—3675.
4. Крипякевич Р. И., Гладышевский Е. И., Кристаллография, 1961, т. 6, с. 118.
5. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.
6. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
7. Baenziger N. C., Moriarty J. L. Acta Cryst., 1961, v. 14, p. 948—950.

1,8861  
0,1139

### Fe—Ge. Железо—германий \*

В работе [1] сообщается о существовании в системе соединения  $\text{Fe}_{13}\text{Ge}_4$  выделяющегося из твердого раствора на основе Fe и имеющего узкую область гомогенности.

Решетка этого соединения гексагональная, похожая на решетки  $\text{Fe}_3\text{Sn}$  и  $\text{Mn}_{13}\text{Ge}_4$ ;  $a = 5,1716 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,2196 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  (со стороны Fe) и  $a = 5,1784 \pm 0,0005 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,2260 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  (со стороны Ge).

При использовании радиоактивного Fe в работе [2] определена его растворимость в твердом Ge:

Температура, °C . . . . .	925	900	850	800	750
Растворимость, % (ат.) · 10 <sup>-6</sup> . . . . .	1,8	2,5	3,3	2,8	1,6
			(максимальная)		

1. Штольц А. К., Гельд Р. В. ФММ, 1961, т. 12, с. 462.
2. Бугай А. А. и др. ЖТФ, 1957, т. 27, с. 210—211; см. в сб. «Вопросы металловедения и физики полупроводников». Труды 3-го совещания. Изд-во АН СССР, 1957, с. 52—56.

1,7436  
2,2564

### Fe—H. Железо—водород \*

В работах [1, 2] подтверждены данные о растворимости H в  $\alpha$ -Fe, полученные ранее. Растворимость H в  $\gamma$ -Fe, приведенная М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 370), подтверждена при температурах до 1262°С; данные работы [2] о растворимости в температурном интервале 1262—1371°С занимают промежуточное положение между данными разных работ (см. М. Хансен, К. Андерко, т. II [1] и [4]). В работе [3] показано, что растворимость H в Fe линейно зависит от степени пластической деформации и уменьшается в 5 раз при полигонизации. По данным работы [5], атомы H концентрируются преимущественно в местах дефектов решетки.

При рентгеноструктурном анализе [6] установлено, что H присутствует в решетке Fe в виде атомов внедрения. Растворимость H в Fe при температурах ниже 600°С и давлении 22—136 ат определена в работе [2].

Растворимость H в жидком Fe при температурах 1580—1670°С изучена в работе [7], при 1570—1720°С — в работе [8], при 1600°С — в работе [9].

Данные работ [7, 8] подтверждают данные, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [121]), а работы [9] — данные, приведенные ими же (см. т. II [1]).

1. Eichenauer W. u. a. Z. Metallkunde, 1958, Bd. 49, S. 220—225.
2. Hill M. L., Johnson E. W. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 622—629.
3. Plusquellec J. e. a. Compt. Rend., 1959, v. 248, p. 1816—1819.
4. Besnard S., Talbot J. Rev. Met. (Paris), 1959, v. 56, p. 163—170.
5. Plusquellec J. e. a. Compt. Rend., 1957, v. 244p. 1195—1197.
6. Брайнин Л. Е. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1961, № 6, с. 115—118.
7. Maekawa S., Nakagawa Y. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1961, v. 25, p. 573—577.
8. Schenk H., Wunsch H. Arch. Eisenhuettenw., 1961, Bd. 32, S. 779—790.
9. Busch T., Dodd R. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 488—490.

1,4951  
0,5049

### Fe—Hf. Железо—гафний \*

Диаграмма (рис. 200) построена по данным термического, дилатометрического и рентгеноструктурного анализов [1]. Сплавы готовили из иодидного Hf, содержащего 0,5% Zr и 0,2% Mo, и карбонильного Fe. В работе не приведены документальные данные о результатах экспериментов, за исключением некоторых сведений о превращениях вблизи Fe. Строение системы, определенное в работе [1], заметно отличается от диаграммы, построенной в работе [2]. В связи с этим необходимы дополнительные эксперименты, прежде чем будет окончательно построена диаграмма.

Величина растворимости Hf в  $\alpha$ -Fe < 0,1% (ат.), определенная в работе [3], примерно соответствует величине 0,06% (ат.) Hf, приведенной в работе [1] для перитектоидной температуры.

В работе [1] указано на существование в системе одной промежуточной фазы на основе  $\text{HfFe}_2$  с растворимостью 23,8—35,7% (ат.) [50—64% (по массе)] Hf. Таким образом, область этой фазы простирается до  $\text{HfFe}_3$ . В работе [4] подтверждено наличие  $\text{HfFe}_2$ . По данным работы [2], в системе существуют фазы  $\text{HfFe}$  и  $\text{HfFe}_3$ , плавящиеся при температурах соответственно 1540 и 2120°С. О фазе  $\text{Hf}_2\text{Fe}$  сообщается в работах [5, 6]. В работе [5] указано, что для стабилизации этой фазы O не требуется; таким образом, соединение  $\text{Hf}_2\text{Fe}$  можно рассматривать как равновесную фазу системы. На диаграмме (рис. 200), взятой из работы [1], кроме того, что отсутствует фаза  $\text{Hf}_2\text{Fe}$ , имеются различия с данными работы [2] относительно равновесных температур: по [2],  $\text{HfFe}_3$  плавится при 2120°С, а по [1] температура плавления  $\text{HfFe}_2$  (той же самой промежуточной фазы)  $1810 \pm 20^\circ\text{C}$ ; эвтектика, богатая Fe, по [1] существует при  $1350 \pm 10^\circ\text{C}$  и 7,9% (ат.) [21,5% (по массе)] Hf, а по [2] — при 1525°С и 1,62% (ат.) [5% (по массе)] Hf; эвтектика, богатая Hf, существует по [1] при  $1300 \pm 10^\circ\text{C}$  и 63,9% (ат.) [85% (по массе)] Hf, а по [2] — при 1280°С и 83,1% (ат.) [94% (по массе)] Hf.

*Кристаллическая структура.* Решетка соединения  $\text{HfFe}_2$  гексагональная типа  $\text{MgZn}_2$ ;  $a = 4,9116 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,0013 \text{ \AA}$  (со стороны Fe) и  $a = 4,9756 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,1288 \text{ \AA}$  (со стороны Hf) [1]. В работе [4] при пересмотре данных более ранних своих работ (см. М. Хансен и К. Андерко т. II [1]) сделан вывод, что

решетка  $\text{HfFe}_2$ , возможно, гексагональная типа  $\text{MgNi}_2$  ( $a = 4,968 \text{ \AA}$ ,  $c = 16,167 \text{ \AA}$ ), однако определения интенсивности линий рентгенограмм не позволяют полностью исключить возможность решетки типа  $\text{MgZn}_2$ .

Решетка соединения  $\text{HfFe}$  не о. ц. к. и не кубическая типа  $\text{CsCl}$  [7].  
У  $\text{Hf}_2\text{Fe}$  г. ц. к. решетка типа  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  с периодом  $12,0555 \pm 0,0005 \text{ \AA}$  [5].

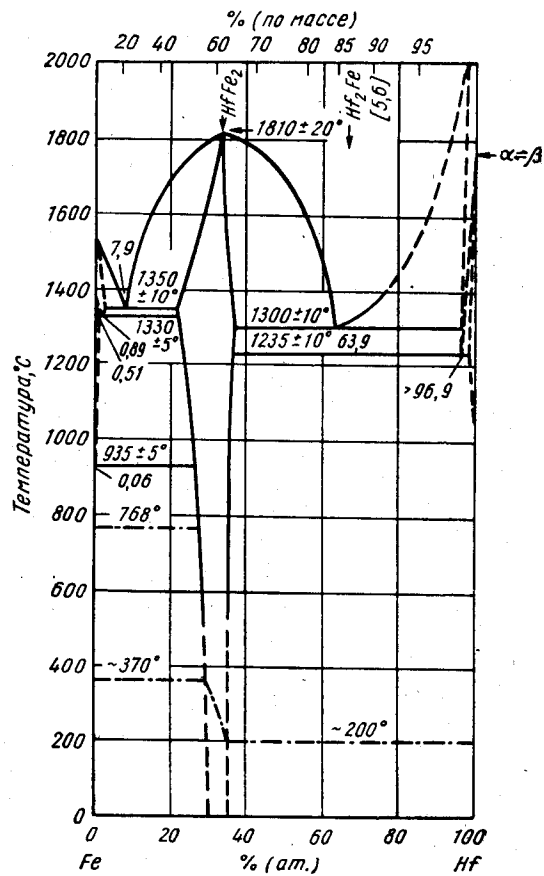


Рис. 200. Fe—Hf

- Свечников В. Н., Шурин А. К. ДАН СССР, 1961, т. 139, с. 895—898
- Hayes E. T., Deardorff D. K. U. S. At. Energy Comm. (Zirconium Progress Report), USBM—U—158, July, см. в сб. «The Metallurgy of Hafnium»; eds. D. E. Thomas and E. T. Hayes U. S. At. Energy Comm. 1960.
- Reinbach R. Z. Metallkunde, 1960, Bd. 51, S. 292—294.
- Elliott R. P. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 321—329.
- Nevitt M. V. a. o. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 1019—1023.
- Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 87—88.
- Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

## Fe—Ho. Железо—гольмий

$\bar{1},5298$   
 $0,4702$

Существование в системе соединений  $\text{HoFe}_2$  и  $\text{HoFe}_5$  установлено в работе [1]. Решетка  $\text{HoFe}_2$  г. ц. к. типа  $\text{MgCu}_2$ ;  $a = 7,28 \text{ \AA}$  [1],  $a = 7,300 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. Решетка  $\text{HoFe}_5$  гексагональная типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 4,86 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,10 \text{ \AA}$  [1]. Экспериментальные трудности, встретившиеся в работе [1] при получении  $\text{HoFe}_5$ , возможно, свидетельствуют о перитектической реакции его образования. В работе [1] были получены сплавы с соотношением Ho и Fe, равным 3 : 1 и 1 : 1, однако заключение, сделанное в этой работе об отсутствии соединений такой стехиометрии в системе, неубедительно. Указанные композиции должны были содержать по крайней мере одно или несколько соединений.

- Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
- Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 866—868.

$\bar{1},4612$   
 $0,5388$

## Fe—Ir. Железо—иридий \*

Предварительные данные еще не законченной работы [1] показывают, что Ir повышает температуру плавления Fe до температуры перитектической реакции  $1538^\circ \text{C}$ .

- Hume-Rothery W. Quartely Report № 15, on Contract AF61 (514)—1062, 1961, 2p.

$\bar{1},6043$   
 $0,3957$

## Fe—La. Железо—лантан

Равновесия в системе (рис. 201) изучены методами термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов [1]. Система характеризуется эвтек-

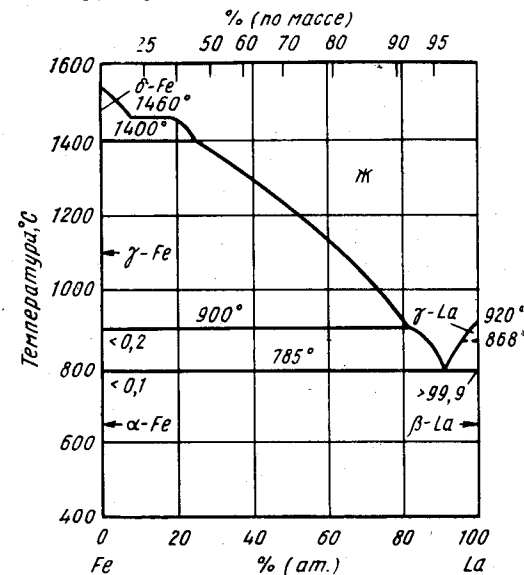


Рис. 201. Fe—La

тическим превращением в La-углу диаграммы и горизонтальной линией ликвидуса в интервале концентраций  $(\sim 8) + (\sim 19)\%$  (ат.) La, которая не связана с существованием несмешиваемости в жидком состоянии [2]. В ра-

боте [3] предложена диаграмма, включающая соединения  $\text{LaFe}_2$  и  $\text{LaFe}_5$ , однако позднее в работе [4] авторы согласились с данными работы [1]. В работе [5] также сообщается об отсутствии в системе промежуточных фаз.

1. Naefling J., Daane A. Неопубликованные данные; см. [2].
2. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир». 1965.
3. Савицкий Е. М. Редкие металлы и сплавы. Металлургияздат, 1959, см. [2].
4. Савицкий Е. М. Металловедение и термическая обработка металлов, 1961, № 9, с. 19—33.
5. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.

0,9057  
1,0943

### Fe—Li. Железо—литий \*

Данные о растворимости Fe в Li приведены в работах [1—5]. Наиболее предпочтительны данные работ [1, 2], в которых использовали Li чистотой 99,8% (табл. 18).

ТАБЛИЦА 18. РАСТВОРИМОСТЬ Fe В Li [1, 2]

Температура, °C	Растворимость		Литература	Температура, °C	Растворимость		Литература
	% (ат.)	% (по массе)			% (ат.)	% (по массе)	
1200	0,044	0,35	[1]	800	$7 \cdot 10^{-4}$	0,006	[2]
1000	0,0025—0,012	0,02—0,01	[1]	600	$6 \cdot 10^{-4}$	0,005	[2]
900	0,0012	0,01	[2]	400	$5 \cdot 10^{-4}$	0,004	[2]
900	0,0012	0,01	[1]				

Значения растворимости, по работе [3], в которой использовали Li чистотой 99%, следующие: 0,00242% (ат.) Fe при 1200° C; 0,00199% (ат.) Fe при 1000° C; 0,00132% Fe при 700° C;  $2,24 \times 10^{-4}$ % (ат.) Fe при 200° C (данные получены экстраполяцией). По [2], при 950° C в 98%-ном Li растворяется 0,0036% (ат.) [0,03% (по массе)] Fe.

1. Бычков Ю. Ф. и др. Атомная энергия, 1959, т. 7, с. 531—536.
2. Бескоровайный Н. М., Яковлев Е. И. Сб. «Металлургия и металлловедение чистых металлов», 1960, № 2, с. 189—206.
3. Sand J. J. U. S. Dept. Comm. Office Tech. Serv., PB Rept. 145, 280, 1958, 34p.
4. Leavenworth H. W., Cleary R. E. Acta Met., 1961, v. 9, p. 519—520.
5. Minushkin B., Steinmetz H. Nuclear Development Corp. of America, White Plains, N. Y., Report NDA—2141—1 under Contract Nonr—2857 (00) Amend. 1, 1961, 43p.; Nucl. Sci. Abstr., 1961, v. 15, p. 23946.

1,5040  
0,4960

### Fe—Lu. Железо—лютеций

В работе [1] без описания подробностей сообщается о существовании некоторых интерметаллических соединений в системе. В работе [2] идентифицировано соединение  $\text{LuFe}_2$ , его решетка г. ц. к. типа  $\text{MgCu}_2$ ,  $a = 7,222 \text{ \AA}$ .

1. Spedding F. H., Daane A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—902, 1957; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
2. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6516, 1961, p. 259—260.

426

0,3611  
1,6389

### Fe—Mg. Железо—магний

Концентрация эвтектической точки в Mg-углу диаграммы 0,0026% (ат.) [0,006% (по массе)] Fe; растворимость Fe в Mg при эвтектической температуре 0,00043% (ат.) [0,001% (по массе)] Fe. Эти данные плохо согласуются с результатами работы [2], в которой методами химико-магнитного анализа растворимость при 500° C найдена равной  $0,0074 \pm 0,0005$ % (ат.) [ $0,017 \pm 0,001$ % (по массе)] Fe.

Растворимость Mg в Fe определена в работах [3, 4]. В работе [3] показано, что микротвердость сплавов Fe с Mg выше по сравнению с чистым Fe, в работе [4] о растворимости в твердом состоянии при температурах  $>1000$ ° C и высоком давлении судили по значительному ускорению самодиффузии Fe, легированного Mg в условиях высоких давлений и температуры.

1. Y ue A. S., Частное сообщение, сделанное авторам работы Тгожап Р. К., Flinn R. A. Trans. ASM, 1961, v. 54, p. 549—566.
2. Anderko K. a. o. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 85.
3. Ланда А. Ф. Литейное производство, 1957, № 8, с. 27—29.
4. Тавадзе Ф. Н. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1961, № 1, с. 33—35.

0,0072  
1,9928

### Fe—Mn. Железо—марганец \*

Равновесия в системе тщательно изучены вновь с помощью термического анализа 22 сплавов, приготовленных из 99,95%-ного Fe и 99,9%-ного Mn [1]. Построенная диаграмма (рис. 202) отличается от приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 373) тем, что области твердых растворов на основе  $\delta$ -Fe

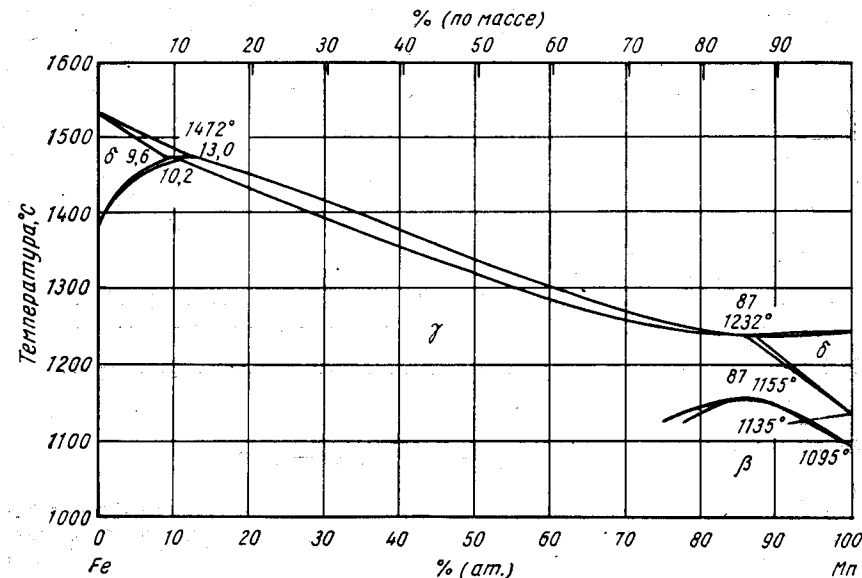


Рис. 202. Fe—Mn

и  $\delta$ -Mn шире, а двухфазная область уже. Разница между температурами ликвидуса и солидуса у сплавов, богатых Mn, очень незначительна. С учетом ошибки в определении температур ( $\pm 2$  град) при термическом анализе [1], кривые ликви-

дуса и солидуса для  $\gamma$ -фазы совпадают при 87% (ат.) Mn. Интервал кристаллизации твердого раствора на основе  $\delta$ -Mn очень узкий. По данным работы [1], можно предположить, что минимальная температура 1232° С соответствует температуре эвтектического превращения, при котором Ж и твердые растворы на основе  $\gamma$ - и  $\delta$ -Mn имеют примерно один состав.

Температура полиморфного превращения  $\beta$ -Mn  $\rightleftharpoons$   $\gamma$ -Mn повышается при давлении Fe, достигая максимума у сплава с 87% (ат.) Mn при 1155° С [1]. Используя давление паров Mn как среднюю меру фазового равновесия для сплавов в интервале 61,7—74,5% (ат.) Mn, в работе [2] установили, что ширина фазовой области ( $\gamma + \beta$ -Mn) составляет примерно 3% (ат.) при 912° С. Это значительно уже предполагавшейся ранее ширины данной области (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II, рис. 373).

У сплавов в интервале концентраций 0—8,5% (ат.) Mn период решетки возрастает с 2,8610 до 2,8702 А [3].

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy Soc., London, 1957, v. A249, p. 417—459.
2. Smith J. H. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 895—896.
3. В а р и в о д а И. X., К у р и л е х Д. Г. Труды Днепропетровского химико-технологического института, 1960, № 10, с. 3—7.

1,7850  
0,2350

### Fe—Mo. Железо—молибден \*

Положение кривых солидуса и ликвидуса тщательно определено вновь [1] при помощи термического анализа: минимум кривых ликвидуса и солидуса отвечает сплаву с 20,2% (ат.) Mo и температуре 1445° С; реакция Ж [21% (ат.) Mo]  $\text{Fe}_3\text{Mo}_2 \rightleftharpoons \alpha$  [22% (ат.) Mo] проходила при 1449° С, а реакция Ж [27,5% (ат.) Mo] +  $\alpha \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{Mo}_2$  — при 1488° С. Данные о границах фазовых областей, приведенные в работе [1], хорошо совпадают с аналогичными данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 375), за исключением того, что интервал кристаллизации  $\alpha$ -фазы уже. Работа [2] подтверждает, что интервал кристаллизации сплава с 10% (ат.) Mo уже.

По данным работы [2], граница области ( $\alpha + \gamma$ ) со стороны  $\gamma$  составляет максимум 1,2—1,5% (ат.) Mo.

Микрорентгеноспектральным анализом диффузионных пар Fe—Mo, отжигавшихся при температуре 1100° С, подтверждено, что при этой температуре существует только одно соединение  $\text{Mo}_2\text{Fe}_3$  [3].

1. Gibson W. S. a. o. J. Iron Steel Inst. (London), 1961, v. 198, p. 64—66.
2. Л и с н и к А. Г., С к в о р ч у к В. Р. Доповіди АН УССР, 1960, № 10, 1408—1412.
3. Seebold R. E., Birks L. S. J. Nucl. Mater., 1961, v. 3, p. 260—266.

0,6008  
1,3994

### Fe—N. Железо—азот \*

Определена вновь растворимость N в  $\alpha$ -Fe в работах [1—4], а в  $\gamma$ -Fe — в работах [4, 5]. Полученные величины лежат в пределах, установленных более ранними исследователями (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II, рис. 377 и [41]), за исключением данных работы [2], в которой максимальная растворимость N в  $\alpha$ -Fe при температуре 590° С определена равной 0,46% (ат.) [0,115% (по массе)]. Остальные величины, полученные в работе [2], совпадают с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 376). Область гомогенности  $\epsilon$ -фазы при комнатной температуре соответствует 26,0—33,2% (ат.) [8,1—11,1% (по массе)] N [6]. Температура точки Кюри для соединения  $\text{Fe}_4\text{N}$  равна 480° С [7] или изменяется

от 481° С для 19,4% (ат.) [5,7% (по массе)] N до 508° С для 20,6% (ат.) [6,1 (по массе)] N [8].

Растворимость N в жидком Fe подробно изучена в работах [9—17]; в работах [9—15] указано изменение растворимости в зависимости от температуры. Наиболее точно растворимость 0,180% (ат.) [0,0451% (по массе)] N при 1606° С оценена в работе [9]. Периоды решеток определены вновь: для соединения  $\text{Fe}_3\text{N}$  — в работах [2, 18], для  $\epsilon$ -фазы и соединения  $\text{Fe}_2\text{N}$  — в работах [2, 18, 19]. По данным работы [19],  $\epsilon$  имеет гексагональную решетку структурной группы  $P\bar{3}1m$ ;  $a = 4,787$  А,  $c = 4,422$  А; решетка  $\text{Fe}_2\text{N}$  ромбическая;  $a = 5,524$  А,  $b = 4,827$  А,  $c = 4,422$  А. Как и у М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [26]), в работе [18] указано, что  $\epsilon$ -фаза имеет ромбическую решетку, причем эта работа опубликована значительно раньше работы [16] по указанному справочнику.

В работах [20—23] электронографически изучены азотированные тонкие пленки Fe.

1. Darken L. S. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Chemical Publishing Co., Inc. N. Y., 1960, v. 2, p. 88—97.
2. Burdese A. Met. Ital., 1955, v. 47, p. 357—366.
3. Pitsch W., Houdremont E. Arch. Eisenhuettenw. 1956, Bd. 27, S. 281—284.
4. Fountain R. W., Chipman J. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 737—748.
5. Wriedt H. A., Gonzalez O. D. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 532—535.
6. Конторович И. Е., Совалова А. А. Труды Московского авиационно-технологического института, 1948, вып. 4, с. 51; Изв. Сектора физико-химического анализа, 1949, т. 19, с. 498; ЖТФ, 1950 т. 20, с. 53—65; см. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металллических систем. Физметгиз, 1959, т. 1, с. 84—96.
7. Burdese A. Ann. Chem. (Rome), 1959, p. 1873—1874; Chem. Abstr. 1960, v. 54, p. 16065.
8. Bridelle R. Ann. Chim. (Paris), 1955, v. 10, p. 824—870; Chem. Abstr., 1956, v. 50, p. 9089.
9. Pehlke R. D., Elliott J. F. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 1088—1101.
10. Schenck H. u. a. Arch. Eisenhuettenw., 1959, Bd. 30, S. 533—537.
11. Kashyap V. C., Parlee N. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 86—91.
12. Humbert J. C., Elliott J. F. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 488—490.
13. Maekawa S., Nakagawa Y. Tetsu To Hagane, 1960, v. 46, p. 748—753.
14. Kasamatsu Y., Matoba S. Tetsu To Hagane, 1959, v. 45, p. 100—105.
15. Dodd R. A., Gokcen N. A. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 233—236.
16. Busch T., Dodd R. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 488—490.
17. Федотов В. П., Самарин А. М., ДАН СССР, 1958, т. 122, с. 537—599.
18. Kiessling R., Liu Y. H. Trans. AIME, 1951, v. 191, p. 639—642.
19. Burdese A. Met. Ital., 1957, v. 49, p. 195—199.
20. Дворянкина Г. Г., Пинскер З. Г. Кристаллография, 1960, т. 5, с. 253—256.
21. Дворянкина Г. Г., Пинскер З. Г. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 438—443.
22. Пинскер З. Г., Каверин С. В. ДАН СССР, 1954, т. 95, с. 797—799.
23. Пинскер З. Г., Каверин С. В. ДАН СССР, 1954, т. 96, с. 519; цитируется по [20].

## Fe—Na. Железо—натрий \*

Растворимость Fe в жидком Na в температурном интервале 230—544° С определена с помощью радиохимического анализа [1]. Данные в табл. 19 получены с кривой растворимости, приведенной в этой работе; точность 0,4·10<sup>-7</sup>% (ат.). В работе [1] утверждается, что колориметрические методы, использованные другими исследователями, не дают достаточно точных результатов. Попытки подтвердить данные, полученные радиохимическим анализом, методами колориметрического анализа не увенчались успехом, так как последний дает положительные результаты только при содержании Fe в Na < 3·10<sup>-4</sup>% (ат.) [<10<sup>-4</sup>% (по массе)].

Растворимость Fe в жидком Na уменьшается приблизительно наполовину, если жидкость насыщена кислородом.

Таблица 19. РАСТВОРИМОСТЬ Fe В ЧИСТОМ Na

Температура, °С	Растворимость Fe, 10 <sup>-7</sup>		Температура, °С	Растворимость Fe, 10 <sup>-7</sup>		Температура, °С	Растворимость Fe, 10 <sup>-7</sup>	
	% (по массе)	% (ат.)		% (по массе)	% (ат.)		% (по массе)	% (ат.)
550	10,5	4,3	400	4,7	1,9	250	1,7	0,7
500	8,3	3,4	350	3,4	1,4	200	1,3	0,5
450	6,4	2,6	300	2,5	1,0			

1. В а u s R. A. а. о. Proc. U. N. Intern. Conf. Peaceful Uses At. Energy, Geneva, 1955, v. 9, p. 356—363.

## Fe—Nb. Железо—ниобий \*

Диаграмма (рис. 203) построена по данным работ [1—3], перитектоидная реакция при 989° С приведена по М. Хансену и К. Андерко (см. т. II, рис. 378). В области концентраций от 0 до 80% (ат.) Fe система изучена методами наблюдения за появлением первых капель жидкости и рентгеноструктурным [1, 2]; в области 80—100% (ат.) Fe термическим и микроскопическим анализами [3]. Во всех исследованиях использовали Nb спектральной чистоты и Fe либо спектрально чистое [1, 2], либо чистой 99,96% [3]. Новая диаграмма включает: а) фазу Nb<sub>2</sub>Fe<sub>7</sub> [примерно 11% (ат.) Fe], существующую в интервале ~1180—1625° С, однако точно интервал не установлен [1, 2]; б) фазу Nb<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub>, имеющую область гомогенности [1, 2]; в) высокотемпературную σ-фазу (Nb<sub>10</sub>Fe<sub>21</sub>), имеющую область гомогенности и отличающуюся медленной скоростью превращения, в результате чего сохраняющуюся до комнатной температуры даже после сравнительно медленного охлаждения; г) ε-фазу (NbFe<sub>2</sub>), о которой уже сообщалось ранее, с очень широкой областью гомогенности от 58 до 78% (ат.) Fe при 1000° С; ε-фаза, идентифицированная также в диффузионных экспериментах [4], очень хрупка. В области от 80 до 100% (ат.) Fe определена [3] эвтектическая [Ж ↔ (δ-Fe) + ε] точка 89,4% (ат.) Fe при температуре 1372 ± 2° С с растворимостью Nb в δ-Fe 2,8% (ат.). Эвтектоидная реакция [(δ-Fe) ↔ (γ-Fe) + ε] происходит при 1200° С, концентрация эвтектоидной точки 0,6% (ат.) Nb [2]. Растворимость Fe в Nb составляет 1,96% (ат.) при 1000° С и 3,4% (ат.) при 1200° С [2].

**Кристаллическая структура.** Соединение Nb<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub> имеет кубическую решетку, изоморфную с Ti<sub>2</sub>Ni, период которой для стехиометрического состава равен

11,261 А [1]. Решетка NbFe<sub>2</sub>, область гомогенности которого включает также Nb<sub>2</sub>Fe<sub>3</sub>, гексагональная, изоморфная с MgZn<sub>2</sub>. Периоды ее меняются от a = 4,811 А и c = 7,857 А в области, обогащенной Fe, до a = 4,832 А, c = 7,871 А

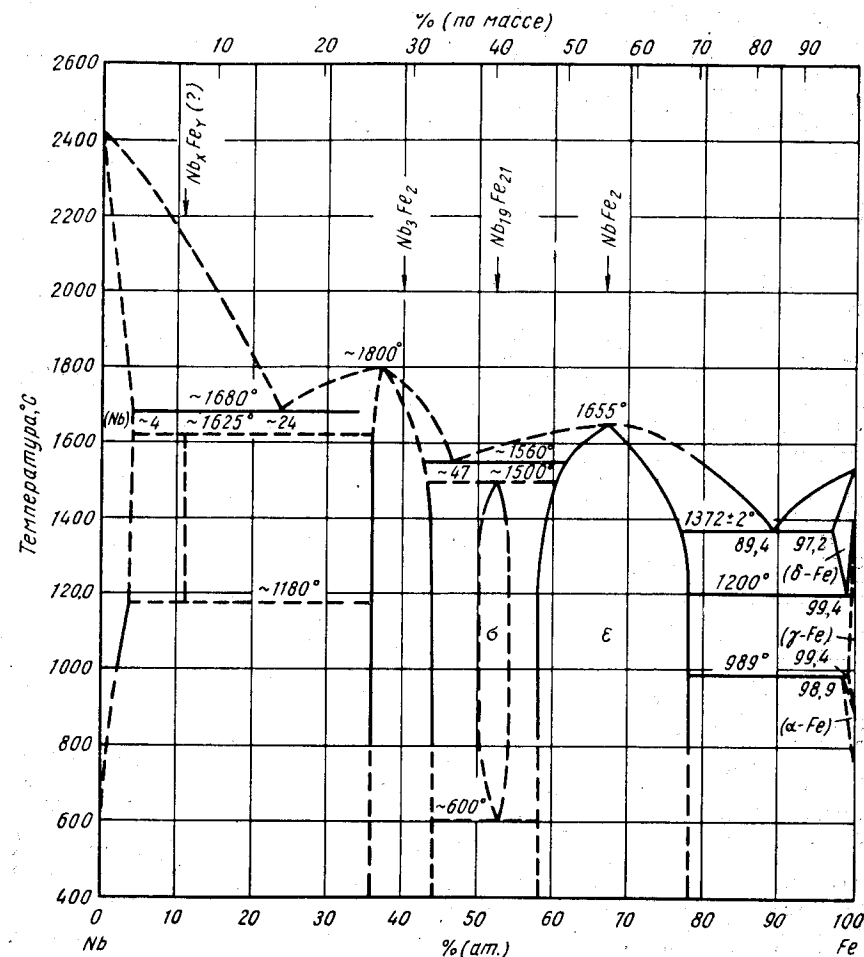


Рис. 203. Fe—Nb

в области, обогащенной Nb [1, 2]. Для стехиометрического состава NbFe<sub>2</sub> периоды, определенные в работе [5]; a = 4,84 А, c = 7,94 А. Решетка Nb<sub>10</sub>Fe<sub>21</sub> σ-фазы, изоморфна с FeCr [2]. Данных о кристаллической структуре богатой Nb фазы Nb<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub> не имеется.

1. Goldschmidt H. J. Research, 1957, v. 10, p. 289—291.
2. Goldschmidt H. J. J. Iron Steel Inst. (London), 1960, v. 194, p. 169—180.
3. Gibson W. S. a. o. J. Iron Steel Inst. (London), 1961, v. 198, p. 64—66.
4. Birks L. S., Seebold R. E. J. Nucl. Mater., 1961, v. 3, p. 249—259.
5. Dwight A. E. U. S. At. Energy Comm. ANL—6330, 1960, p. 156—158.



По данным работы [1], в системе имеются «соединения», по [2] — соединения  $NdFe_2$ .

1. Spedding F. H., Daane A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—902, 1957, p. 18.
2. Wallace W. E. Частное сообщение; см. Гшнейднер К. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.

Равновесия в области  $\delta$ -Fe изучены вновь в работе [1] с помощью термического анализа сплавов, приготовленных из высокочистых материалов. Перитектическая реакция  $\gamma [5,2\% \text{ (ат.) Ni}] + \delta\text{-Fe} [3,8\% \text{ (ат.) Ni}] \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe} [4,1\% \text{ (ат.) Ni}]$  наблюдалась при  $1150^\circ\text{C}$ . По сравнению с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 379) интервал кристаллизации получен более узким, кривые ликвидуса и солидуса изображены как прямые линии, понижающиеся от чистого Fe ( $1533^\circ\text{C}$ ) к соответствующим концам изотермы перитектического превращения.

По измерениям периода решетки в работе [2] установлено, что при температурах  $<250^\circ\text{C}$  область  $\alpha + \gamma$  составляет 10—65% (ат.) Ni. При изучении сплавов, приготовленных электролитически [3], общепринятая диаграмма не подтверждена; в сплаве с 18% (ат.) Ni наблюдали одну  $\alpha$ -фазу, в сплавах с 52% (ат.) и более — одну  $\gamma$ -фазу. Калориметрические измерения [4] показали, что твердый раствор на основе Ni не является регулярным.

В работе [5] представлены данные рентгеноструктурного анализа, свидетельствующие о существовании упорядоченной структуры в  $\gamma$ -области, вблизи соединения  $Fe_3Ni$ .

Область упорядочения  $FeNi_3$  изучена вновь в работе [6] измерением электропротивления сплавов в температурном интервале  $300\text{—}550^\circ\text{C}$  и с помощью металлографического и термического анализов. Максимум упорядочения наблюдали у сплава с 74,92% (ат.) Ni при температуре  $493^\circ\text{C}$ . Область гомогенности упорядоченной фазы составляет  $\sim 72\text{—}78\%$  (ат.) Ni при температуре  $400^\circ\text{C}$  и, таким образом, уже, чем указано М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 379); границы существования неупорядоченной  $\gamma$ -фазы хорошо согласуются с данными этого справочника и находятся при  $400^\circ\text{C}$  и  $\sim 61$  и  $\sim 83\%$  (ат.) Ni.

Менее точные данные работы [7], в которой использовали метод нейтронографии, качественно совпадают с указанными выше: сплавы с 69,7% и 75,5% (ат.) Ni имели упорядоченную структуру, а сплавы с 49,3 и 81,6% (ат.) Ni — неупорядоченную.

Электроннографическое изучение тонкой фольги из сплавов, лежащих в области  $\alpha + \gamma$  [8], показало, что они содержат ромбическую фазу ( $a = 3,43 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,9 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,07 \text{ \AA}$ ), не сохраняющуюся при температурах выше  $650^\circ\text{C}$ . В работе [9] обнаружили новую фазу в магнитных лентах, содержащих 50% Ni, которая образуется только на поверхности после 18 месяцев выдержки при комнатной температуре; эта фаза примерно идентифицирована ромбической с периодами  $a = 9,4 \text{ \AA}$ ,  $b = 9,7 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,9 \text{ \AA}$  или тетрагональной с периодами  $a = 9,44 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,9 \text{ \AA}$ .

Рентгеноструктурным анализом показано [10], что в сплавах с 30—45% (ат.) Ni в температурном интервале  $\sim 150\text{—}300^\circ\text{C}$  происходит обратимое превращение, при этом ниже температуры превращения существуют две фазы с г. ц. к. решетками; можно предполагать, что это превращение носит характер «ферромагнитное  $\rightleftharpoons$  антиферромагнитное». Магнитные превращения вблизи соединений  $FeNi$  и  $FeNi_3$  изучены в работе [11]. Данные рентгеноструктурного и дилатометрического анализов, а также оптических и электронномикроскопических наблюдений

метастабильных состояний приведены в работе [12]. В работе [13] рассчитаны равновесные диаграммы для давлений в 50, 100 и  $150 \text{ кбар}$ .

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 431—432.
2. Lihl F. Z. Metallkunde, 1955, Bd. 46, S. 434—441.
3. Федорова Н. С. ЖФХ, 1958, т. 32, с. 1211—1213.
4. Steiner W., Krisement O. Arch. Eisenhuettenw., 1961, Bd. 32, S. 701—707.
5. Tipo Y. Sci Rept Tohoku Univ., First Ser., 1956, v. 40, p. 17—23.
6. Витинг Л. М. ЖНХ, 1957, т. 2, с. 367—374.
7. Лященко В. Г. и др. Кристаллография, 1957, т. 2, с. 64—73.
8. Пинес В. Я., Гребенник И. П. Кристаллография, 1958, т. 3, с. 461—466.
9. Ananthanagayan N. I., Peavler R. J. J. Appl. Phys., 1959, v. 30, p. 2025—2035.
10. Ananthanagayan N. I., Peavler R. J. Nature, 1961, v. 192, p. 962—963.
11. Дехтяр М. В., Казанцева Н. М. ФММ, 1959, т. 8, с. 412—416; Дехтяр М. В. Изв. АН СССР, серия физическая, 1959, т. 23, с. 271—279.
12. Горбунов В. И. ФММ, 1961, т. 12, с. 78—83.
13. Kaufman L., Ringwood A. E. Acta Met., 1961, v. 9, p. 941—944.

Значения растворимости O в жидком Fe [0,69; 0,83 и 0,94% (ат.) или 0,20, 0,24 и 0,27% (по массе)] при температурах соответственно 1550, 1600 и  $1650^\circ\text{C}$  [1] хорошо совпадают с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 381).

В работах [2, 3] использовали зонноочищенное Fe и показали, что растворимость O в твердом Fe зависит от его чистоты и совершенства кристаллической решетки и близка к нулю; было определено, что содержание O в высокочистом материале при  $850^\circ\text{C}$  равно  $\sim 0,0021\%$  (ат.) [0,0006% (по массе)]. В работе [4] при попытке подтвердить данные работы [2], такой малой растворимости не наблюдали; здесь сообщается о растворимости, равной  $\sim 0,007\%$  (ат.) [0,002% (по массе)]. При изучении равновесия  $H_2O$  и  $H_2$  с  $\delta$ -Fe было найдено [5], что растворимость O увеличивается с возрастанием температуры и может быть определена из уравнения  $\lg (\% \text{ O}) = 5,51 + 12,630/T^\circ\text{K}$ . Экстраполяция этого уравнения в область  $\alpha$ -Fe дает величины растворимости O того же порядка, что и определенные в работе [2], однако надежность данных, полученных при такого рода экстраполяции, сомнительна.

Область гомогенности г. ц. к. вюстита при температуре  $980^\circ\text{C}$  изучена в работе [6], при  $1000^\circ\text{C}$  — в [7]. По [7] эта область при  $1000^\circ\text{C}$  составляет 51,2—52,5% (ат.) O. В работе [7] графически приведено также изменение периодов решетки твердого раствора на основе вюстита. По данным работы [8], период решетки вюстита при температуре  $20^\circ\text{C}$  у сплава с 51,5% (ат.) O равен 4,3088  $\text{ \AA}$ , а при той же температуре у сплава с 52,8% (ат.) O — 4,2800  $\text{ \AA}$ ; периоды ромбической решетки для этих двух сплавов при  $-180^\circ\text{C}$  составляют соответственно:  $a = 3,0550 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 59^\circ 23,0'$  и  $a = 3,0210 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 59^\circ 59,5'$ . В работе [9] показано, что эвтектичная точка вюстита смещается к более низким температурам и более высокому содержанию O, если давление в системе повышается.

В работе [10] при электроннографическом изучении  $Fe_3O_4$  найдено, что  $a = 8,40 \pm 0,01 \text{ \AA}$ .

Магнитные свойства  $\delta$ - $Fe_2O_3$  изучены в работе [11]. Реакцией восстановления в работе [12] получено соединение  $\beta$ - $Fe_2O_3$ , его решетка кубическая типа  $Mn_2O_3$ ;  $a = 9,40 \text{ \AA}$ .

По данным работы [13],  $\gamma$ - $\text{Fe}_2\text{O}_3$  имеет сетку вакансий, расположенную в тетрагональной сверхструктуре;  $a = 8,33 \text{ \AA}$ ,  $c = 24,99 \text{ \AA}$ . Детали вакансионной модели кубической решетки  $\gamma$ - $\text{Fe}_2\text{O}_3$  описаны в работе [14].

В работе [15] показано, что полиморфное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  в  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  не обязательно необратимо.

1. Аверин В. В. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 8, с. 120—122.
2. Sifferlen R. Compt. Rend., 1957, v. 244, p. 1192—1193.
3. Sifferlen R. Bull. Sci. Tech. Min. Air. (France), Notes Tech., 1961, v. 194, p. 1—64.
4. Seybolt A. U. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 298—301.
5. Tankins E. S., Gokcen N. A., Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 843—852.
6. Тихомиров В. И. и др. Ученые записки Ленинградского государственного университета. Серия химических наук, 1957, № 17, с. 151—162.
7. Foster P. K., Welch A. J. E. Trans. Faraday Soc., 1956, v. 52, p. 1626—1635.
8. Rooksby H. P. Trans. Brit. Ceram. Soc., 1957, v. 56, p. 581—589.
9. Архаров В. И. Бульчев Д. К. ФММ, 1958, т. 6, с. 1027—1030.
10. Дворянкина Г. Г., Пинскер З. Г. ДАН СССР, 1960, т. 132, с. 110—113.
11. Okamoto S., Takei T. Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Res. (Tokyo), 1959, v. 53, p. 201—206.
12. Bonnevie-Swendsen M. Naturwissenschaften, 1958, Bd. 45, S. 542.
13. Van Oosterhout G. W., Rooijams C. M. J. Nature, 1958, v. 181, p. 44.
14. Sinha K. P., Sinha A. P. B. Z. Anorg. Allgem. Chem., 1957, Bd. 293, S. 228—232.
15. Finch G. I., Sinha K. P. Proc. Roy. Soc. (London), 1957, v. A241, p. 1—8.

1,4678  
0,5322

### Fe—Os. Железо—осмий \*

Предварительные данные еще не законченной работы [1] показывают, что Os повышает температуру плавления Fe до температуры перитектической реакции  $1550^\circ \text{C}$ .

1. Hume-Rothery W. Quarterly Report № 15 on Contract AF 61 (514)—1062, 1961, 2p.

6,2560  
1,7440

### Fe—P. Железо—фосфор \*

Растворимость P в  $\alpha$ -Fe определена по измерениям периодов решетки [1]: 3,8% (ат.) при  $1000^\circ \text{C}$ ; 1,8% (ат.) P при  $800^\circ \text{C}$ ; 1,0% (ат.) P при  $600^\circ \text{C}$ ; 0,5% (ат.) P при  $400^\circ \text{C}$ . Метастабильная фаза  $\text{Fe}_4\text{P}$  имеет ромбическую решетку с периодами  $a = 3,59 \text{ \AA}$ ,  $b = 4,01 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,32 \text{ \AA}$  (все величины определены с точностью  $\pm 0,05 \text{ \AA}$ ); эта фаза выделяется из  $\alpha$ -твердого раствора раньше равновесной  $\text{Fe}_3\text{P}$  [2]; P образует с Fe твердый раствор замещения.

Подтверждено, что решетка  $\text{Fe}_2\text{P}$  гексагональная;  $a = 5,865 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,456 \text{ \AA}$  [3]; а решетка  $\text{FeP}$  — ромбическая типа  $\text{MnP}$ ;  $a = 5,191 \pm 0,002 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,009 \pm 0,001 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,792 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [4].

1. Свечников В. Н. и др. ФММ, 1958, т. 6, с. 662—664.
2. Hornbogen E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 569—589.
3. Rundqvist S., Jellinek F. Acta Chem. Scand., 1959, v. 13, p. 425—432.
4. Rundqvist S. Acta Chem. Scand., 1962, v. 16, p. 287—292.

434

1,4306  
0,5694

### Fe—Pb. Железо—свинец \*

На рис. 204 суммированы результаты последних работ по изучению данной системы [1—5]. В этих в основном тщательно выполненных работах обнаружено, что Fe и Pb в значительной степени растворяются друг в друге в жидком состоянии. Данные о растворимости Pb в жидком Fe взяты из работы [4], где использовали

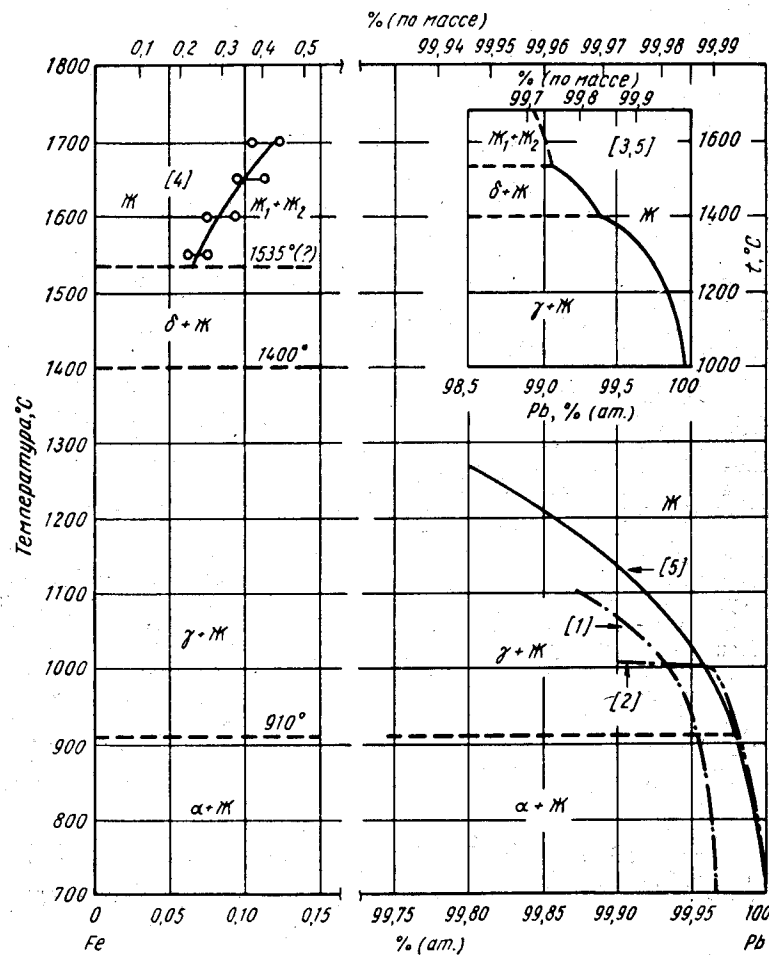


Рис. 204. Fe—Pb

две различные методики для определения этих величин. Величина растворимости Pb в Fe при монотектической температуре ( $1535^\circ \text{C}$ ), по данным работы [3], 0,17% (ат.), что примерно совпадает с данными [4].

28\*

435

Растворимость Fe в жидком Pb изучена в работах [1—3, 5]. Данные какой из этих работ наиболее точны, установить трудно.

1. Fleischer B., Elliott J. F. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds, Natl. Phys. Lab., Gt. Brit., Proc. Symp., 1959, v. 1, № 9, Paper 2F, 12p.
2. Shepard O. C., Parkman R. U. S. At. Energy Comm. ORO—38 (Progr. Rept. 2), 1950, см. [1,5].
3. Miller K. O., Elliott J. F. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 900—910.
4. Lord A. E., Parlee N. A. Trans. AIME, 1960, v. 218, p. 644—646.
5. Stevenson D. A., Wulff J. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 271—275.

Г, 7189  
0, 2811

### Fe—Pd. Железо—палладий \*

В работе [1] показано, что добавки Pd к Fe повышают температуру  $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения до температуры 1478°С перитектической реакции  $\delta$  [3,3% (ат.) Pd] + Ж [6,5% (ат.) Pd]  $\rightleftharpoons \gamma$  [3,7% (ат.) Pd]. Методом исследования являлся термический анализ сплавов, приготовленных из 99,96%-ного Fe и 99,96%-ного Pd.

Дифференциальным термическим и металлографическим анализами, дополненными измерениями твердости и электросопротивления, вновь изучены в работе [2] равновесия в твердом состоянии. Для анализа был взят 31 сплав, приготовленный из электролитического Fe и 99,99%-ного Pd. Наблюдали два твердых раствора на основе FePd и FePd<sub>3</sub>. Обе твердые фазы превращаются без распада прямо в твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe. Последний образует эвтектоиды с твердыми растворами на основе  $\alpha$ -Fe и FePd, а также FePd и FePd<sub>3</sub>. Растворимость Pd в  $\alpha$ -Fe в твердом состоянии < 5% (ат.).

Равновесная диаграмма (рис. 205) включает данные работ [1, 2]. Кривые ликвидуса и солидуса сплавов, содержащих 8—100% (ат.) Pd, а также температура магнитного превращения в твердом растворе на основе  $\alpha$ -Fe 756°С, взяты у М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 386). Их данные о ходе кривых ликвидуса и солидуса несколько видоизменены с учетом более точной работы [1].

Магнитные превращения в низкотемпературных фазах (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II, рис. 386) не следует рассматривать, так как эти данные не согласуются с диаграммой, приведенной в работе [2], где указано, что с увеличением содержания Pd температура магнитного превращения в твердом растворе на основе FePd снижается с ~450°С до 350°С. Эти данные в работе [2] не анализируются.

1. Gibson W. S., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst. (London), 1958, v. 189, p. 243—250.
2. Куприна В. В., Григорьев А. Т. ЖНХ, 1959, т. 4, с. 655—661.

Г, 5981  
0, 4019

### Fe—Pr. Железо—празеодим

В системе образуются «соединения» [1].

1. Spedding F. H., Daane A. H. U. S. At. Energy Comm. ISC—902, 1957, p. 18.

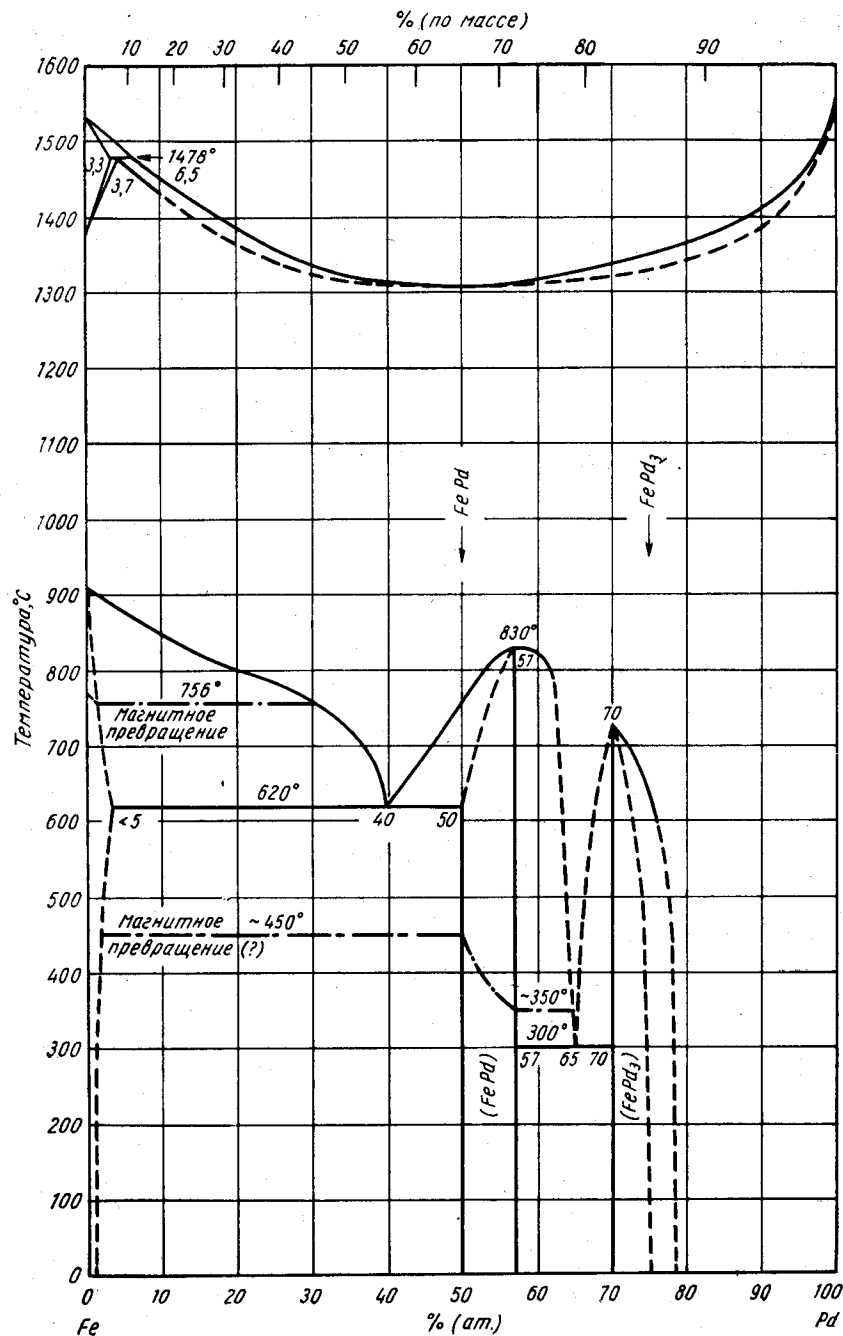


Рис. 205. Fe—Pd

Fe—Pt. Железо—платина \*

В работе [1] (рис. 206) тщательным термическим анализом сплавов, приготовленных из 99,99%-ного Pt и высокочистого Fe, установлено, что температура  $\delta \rightleftharpoons \gamma$  полиморфного превращения в Fe повышается при добавлении к нему Pt. При температуре 1519° С протекает перитектическая реакция:  $\delta [2,3\% \text{ (ат.) Pt}] + \text{Ж} [3,6\% \text{ (ат.) Pt}] \rightleftharpoons \gamma [2,5\% \text{ (ат.) Pt}]$ . При дальнейшем добавлении Pt ликвидус «очевидно, снижается до очень небольшого минимума», температура которого практически совпадает с перитектической. Экспериментальные трудности не позволили уточнить положение этого минимума.

В работе [2] подтверждено существование упорядоченного соединения FePt<sub>3</sub>; предполагается, что при низких температурах оно антиферромагнитно.

1. Buckley R. A., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst. (London), 1959, v. 193, p. 61—62.
2. Crangle J. Nature, 1958, v. 181, p. 644—645.

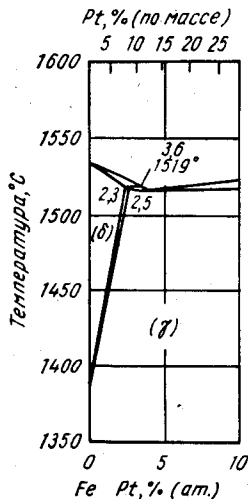


Рис. 206. Fe—Pt

Fe—Pu. Железо—плутоний \*

В работах [1—3] система изучена в интервале концентраций от 0 до 100% Pu. Диаграмма, полученная в работе [1], показана на рис. 207. В работе [4] изучена область  $\delta$ -Pu (см. вставку на рис. 207). В работе [1] сплавы, приготовленные из Fe чистой 99,9% (по массе), изучены с помощью методов термического, рентгеноструктурного, металлографического и дилатометрического анализов. В работе [2] термическому, рентгеноструктурному, металлографическому и дилатометрическому анализам подвергали микрообразцы (<1 э). В работе [3] использовали оптическую и рентгеноструктурную микроскопию, а также термический и дилатометрический анализы.

В работе [4] применяли Pu высокой чистоты и методы рентгеноструктурного и термического анализов.

Данные всех исследователей об основных особенностях диаграммы хорошо совпадают: два эвтектических превращения и два промежуточных соединения; соединение Fe<sub>2</sub>Pu распадается перитектически, а соединение FePu<sub>6</sub> плавится конгруэнтно. В более ранней работе (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II [2]) и в работе [2] не сообщается о неинвариантном превращении: твердый раствор на основе  $\epsilon$ -Pu  $\rightleftharpoons$  Ж + ( $\delta$ -Pu), которое теперь надежно установлено [1—4]. Различия в температурах неинвариантных реакций, по данным разных авторов, незначительны: температура реакции ( $\epsilon$ -Pu)  $\rightleftharpoons$  Ж + ( $\delta$ -Pu) 430° С [1, 3], 426 ± 4° С [4]; эвтектики, богатой Fe, 413° С [1], 410° С [2, 3]; ( $\beta$ -Pu)  $\rightleftharpoons$  ( $\gamma$ -Pu) 225° С [1], 210° С [2]; ( $\gamma$ -Pu)  $\rightleftharpoons$  ( $\delta$ -Pu) 325° С [1], 318° С [2]; перитектической реакции образования FePu<sub>6</sub> 428° С [1], 430° С [2]; температура плавления Fe<sub>2</sub>Pu 1240° С [1, 3], 1230° С [2]; эвтектики, богатой Pu, 1165° С [1, 3], 1180° С [2]. В работе [1] высказано предположение, что температура ( $\gamma \rightarrow \delta$ )-полиморфного превращения для Fe незначительно повышается (~1410° С). В работе [5] микрорентгеноспектральным анализом радиоактивных материалов определено, что растворимость в твердом состоянии Fe в  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\gamma$ -Pu <0,1%. Соединение FePu<sub>2</sub> существует в узком интервале концентраций [3, 6].

Соединение Fe<sub>2</sub>Pu имеет г. ц. к. решетку типа MgCu<sub>2</sub> с периодом 7,189 ± 0,002 А [1]; 7,178 А [2]; 7,19 А [3]; 7,191 ± 0,001 А [7]; 7,150 ± 7,190 ±

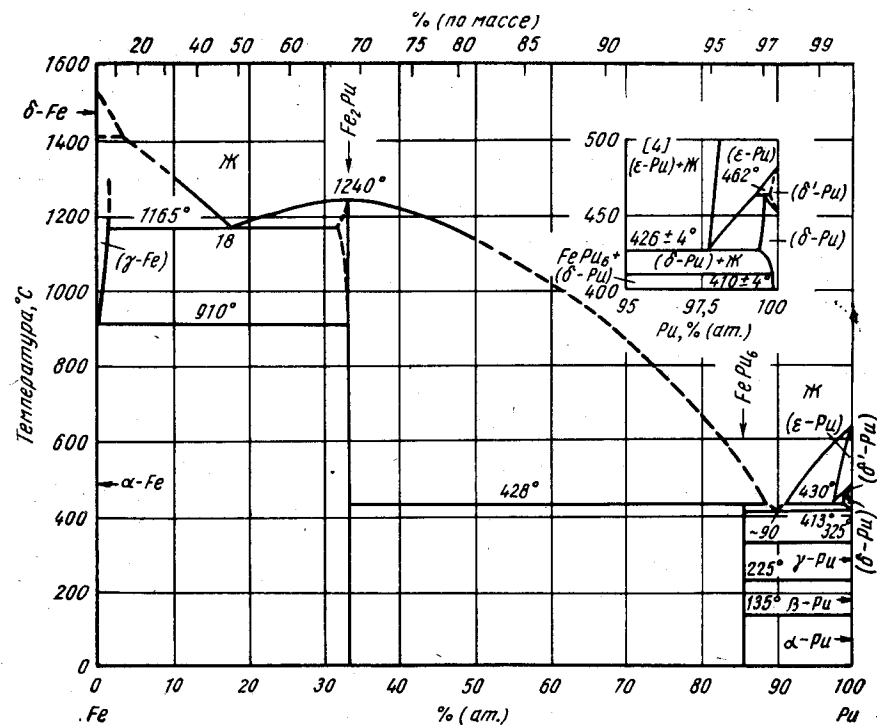


Рис. 207. Fe—Pu

± 0,005 А [6]. Решетка FePu<sub>6</sub> о. ц. тетрагональная, изоструктурная с MnU<sub>6</sub>; a = 5,349 ± 0,003 А, c = 10,405 ± 0,003 А [1]; a = 10,403 А, c = 5,347 А [2]; a = 10,41 А, c = 5,359 А [3]; a = 10,404 ± 0,004 А, c = 5,355 ± 0,002 А [7].

1. Mardon P. G. a. o. J. Inst. Metals, 1957—1958, v. 86, p. 166—171.
2. Бочвар А. А. и др. Труды II Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Доклады советских ученых, т. 3. Ядерное горючее и реакторные металлы. Атомиздат, 1959, с. 376—395.
3. Schonfeld F. W. a. o. Metallurgy and Fuels, Progress in Nuclear Energy, ser. V, v. 2, Pergamon Press, N. Y., 1959, p. 579—599; Schonfeld F. W. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner. University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 265—280.
4. Elliott R. O., Larson A. C. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 265—280.
5. Scott V. D. J. Nucl. Mater., 1961, v. 3, p. 284—293.
6. Runnalls O. J. C. Can. J. Chem., 1956, v. 34, p. 133—145.
7. Ellinger F. H. The Metal Plutonium, eds. A. S. Coffinberry and W. N. Miner, University of Chicago Press, Chicago, 1961, p. 281—308.

1,4768  
0,5232

### Fe—Re. Железо—рений \*

У сплава, содержащего 45,4% (ат.) Re, в отожженном при 1500°С состоянии имеются на рентгенограммах линии, характерные для фаз типа  $\sigma$  [1]. Этот состав соответствует стехиометрическому для соединения  $Re_2Fe_3$  (см. М. Хансен и К. Андерко, т. II [2]). По данным работы [1], периоды решетки соединения:  $a = 9,02$  А,  $c = 4,69$  А. В работе [2] сделано предположение, что  $\sigma$ -фаза претерпевает упорядочение.

1. Копецкий Г. В. и др. ДАН СССР, 1959, т. 125, с. 87—88.
2. Агеев Н. В., Шехтман В. С. ДАН СССР, 1960, т. 135, с. 309—311.

1,7346  
0,2654

### Fe—Rh. Железо—родий \*

В Fe-углу диаграммы (рис. 208) установлена следующая перитектическая реакция [1]:  $\delta\text{-Fe}$  [2,9% (ат.) Rh] + расплав [4,3% (ат.) Rh]  $\rightleftharpoons$   $\gamma\text{-Fe}$  [3,4% (ат.) Rh]. В интервале концентраций 4,3—20% (ат.) Rh между ликвидусом и солидусом расстояние всего несколько градусов, поэтому действительное положение минимума этих кривых определить трудно.

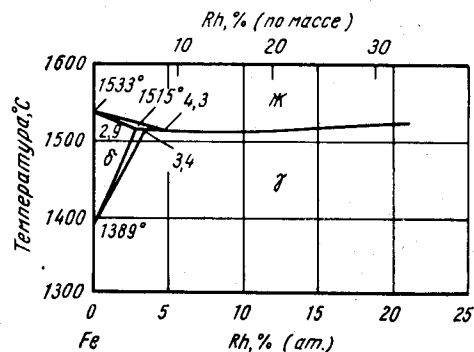


Рис. 208. Fe—Rh

В работах [2, 3] методами рентгеноструктурного анализа изучены сплавы примерно эквимолярного состава и с учетом неопубликованных данных нейтроннографического анализа [4] сделан вывод, что фазовые соотношения, приведенные М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [1, 2], рис. 389), ошибочны. По данным работ [2, 3], соединение эквимолярного состава FeRh имеет выше и ниже температуры магнитного превращения (80° К) упорядоченную кубическую решетку типа CsCl. Решетка CsCl переходит без изменения химического состава в решетку  $\gamma$ -твердого раствора при некоторых температурах около 1300°С. При комнатной температуре область существования фаз  $\alpha'$  (типа CsCl) —  $\gamma$  располагается примерно до 55—59% (ат.) Rh. Период решетки FeRh равен 2,987 А.

1. Gibson W. S., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst. (London), 1958, v. 189, p. 243—250.
2. De Bergevin F., Muldawer L. Compt. Rend., 1961, v. 252, p. 1347—1349.
3. Muldawer L., de Bergevin F. J. Chem. Phys., 1961, v. 35, p. 1904—1905.
4. De Bergevin F. e. a. Compt. Rend., 1963, v. 256, p. 1688—1691; см. [3].

1,7397  
0,2603

### Fe—Ru. Железо—рутений \*

Диаграмма (рис. 209) построена по данным работ [1—3]. Температуры ликвидуса, солидуса, превращения  $\delta\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$  для сплавов с 0—10% (ат.) Ru изучены с помощью тщательного термического анализа в работе [1].

Перитектическая реакция  $\text{Ж}$  [5% (ат.) Ru] + твердый раствор на основе  $\gamma$  [6,5% (ат.) Ru]  $\rightleftharpoons$  твердый раствор на основе  $\delta$  [5,5% (ат.) Ru] протекает при 1536°С. По [2], температура перитектической реакции  $\text{Ж}$  + твердый раствор на основе Ru [ $<35\%$  (ат.) Ru]  $\rightleftharpoons$  твердый раствор на основе  $\gamma$  [ $\sim 31\%$  (ат.) Ru]

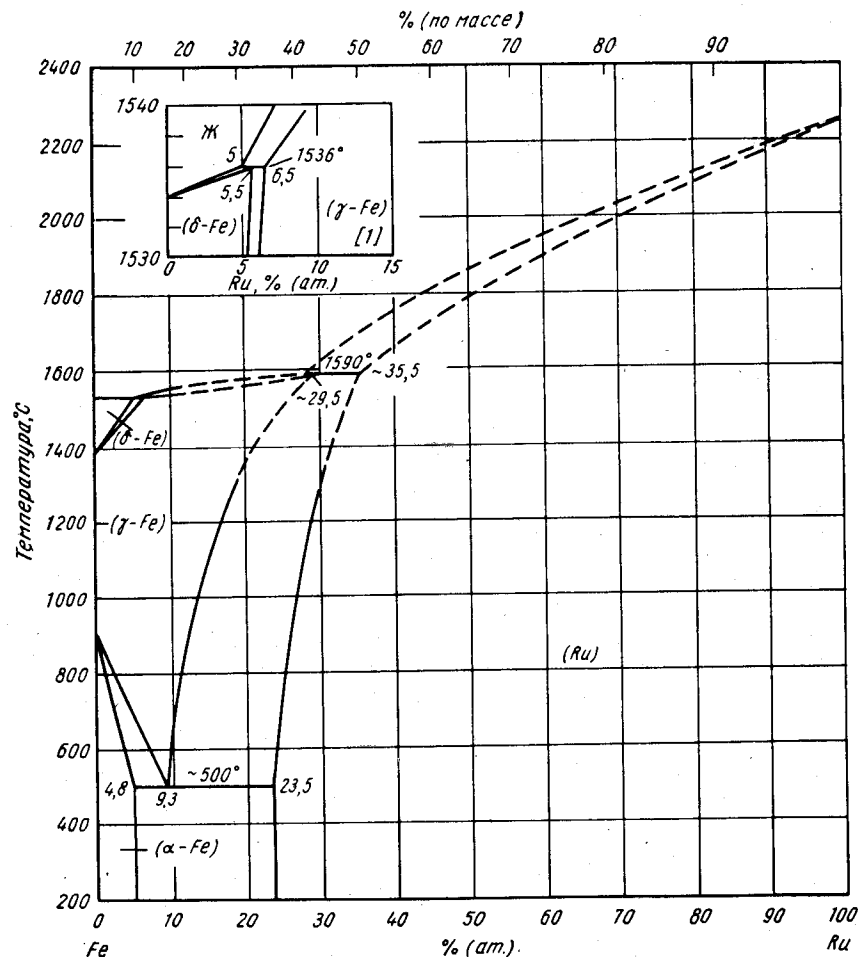


Рис. 209. Fe—Ru

1590°С. В работе [3] для изучения сплавов в температурном интервале 450—1300°С применяли методы рентгеноструктурного, дилатометрического и микроскопического анализов. При  $\sim 500^\circ\text{C}$  происходит эвтектоидное превращение: твердый раствор на основе  $\gamma$  [9,3% (ат.) Ru]  $\rightleftharpoons$  твердый раствор на основе  $\alpha$  [4,8% (ат.) Ru] + твердый раствор на основе Ru [23,5% (ат.) Ru] [3]. Составы фаз, принимающих участие в перитектической реакции при 1590°С, в работе [3] существенно пересмотрены до величин, приведенных на рис. 209.

- Gibson W. S., Hume-Rothery W. J. Iron Steel Inst. (London), 1958, v. 189, p. 243—250.
- Obrowski W. Naturwissenschaften, 1959, Bd. 46, S. 624—625.
- Raub E., Plate W. Z. Metallkunde, 1960, Bd 51, S. 477—481.

0,2410  
1,7590

### Fe—S. Железо—сера \*

При дальнейшем изучении кристаллизации сплавов частной системы Fe—FeS [1] получены данные, хорошо согласующиеся с приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [15, 16]), за исключением линии солидуса  $\delta$ -фазы, в отношении которой (см. М. Хансен и К. Андерко [15], одна экспериментальная точка) приведена более высокая растворимость в твердом состоянии. Экстраполяция результатов работы [1] указывает на эвтектическую точку ( $\delta \rightleftharpoons \gamma + \gamma$ ) при  $\sim 0,24\%$  (ат.) [0,14% (по массе)] S и максимальную растворимость S в  $\gamma$ -Fe при  $\sim 0,11\%$  (ат.) [0,065% (по массе)].

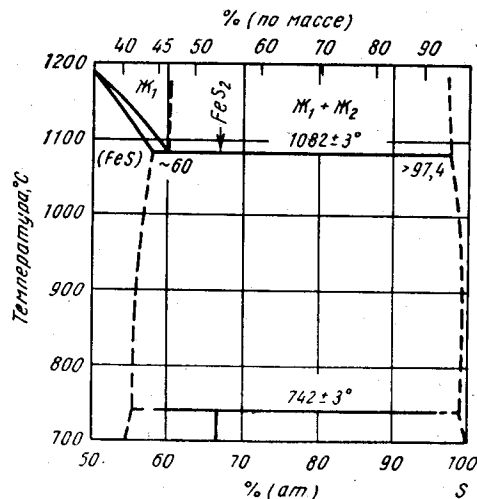


Рис. 210. Fe—S

Парциальное давление S, находящейся в равновесии с FeS, определено в работе [2]. Растворимость S в чистом  $\alpha$ -Fe меняется от 0,002% (ат.) [0,0012% (по массе)] при 650°C до 0,055% (ат.) [0,0324% (по массе)] при 900°C [3]. При определении растворимости S в  $\alpha$ -Fe авторы работ [3, 4] встретились с трудностями, связанными с сильным обогащением S границ зерен.

В работе [5] определено, что область стабильности гексагонального FeS аналогична области для NiS. В работе [6] ней-

тронографически изучена кристаллическая структура и определены магнитные свойства сплавов в области  $Fe_{1-x}S$  ( $0 \leq x \leq 0,125$ ). По классификации, приведенной в работе [7], пирротин бывает шести типов, появление каждого из которых связано с изменениями на кривых состав—свойство. Кристаллическая решетка FeS детально изучена в работах [8—11]. В работе [11] определением удельной теплоемкости установлено, что верхняя температура полиморфного превращения FeS равна 315°C.

Система FeS—S изучена в работе [12] методом дифференциального термического анализа (рис. 210); измерения проводили при давлении до 90 ат.

В системе известны два неравновесных сульфида. Ферромагнитное соединение  $Fe_3S_4$ , аналогичное  $Co_3S_4$ , получено в химической реакции [13]. Сульфид  $Fe_2S_3$ , который может существовать в двух кристаллических модификациях, также был получен в химических реакциях [14].

**Кристаллическая структура.** Сульфид  $Fe_3S_4$  имеет г. ц. к. решетку типа шпинели, изоструктурную с  $Co_3S_4$ ;  $a = 9,84 \pm 0,08$  А [13]. Межатомные расстояния в сульфиде  $FeS_2$  в форме пирита получены равными 5,404 А [15].

- Barloga A. M. a. o. Trans. AIME, 1961, v. 221, p. 173—179.
- McCabe C. L. a. o. Trans. AIME, 1956, v. 206, p. 693—694.
- Ainslie N. G., Seybolt A. U. J. Iron Steel Inst. (London), 1960, v. 194, p. 341—350.

- Ainslie N. G. a. o. Acta Met., 1960, v. 8, p. 523—527.
- Laffitte M., Benard J. Compt. Rend., 1956, v. 242, p. 518—521.
- Sparks J. T. a. o. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 356S.—357S.
- Елисеев Е. Н., Денисов А. П. Вестник Ленинградского университета, Серия геология и география, 1957, № 3, с. 68—78.
- Bertaut F. Bull. Soc. Franc. Mineral. Crist., 1956, v. 79, p. 276—292.
- Hayase K., Harada T. Nippon Kogyo Kaishi, 1957, v. 73, p. 486—492.
- Nishihara K., Kondo Y. Nippon Kogyo Kaishi, 1958, v. 74, p. 303—309.
- Hirene T. a. o. J. Phys. Soc. Japan, 1954, v. 9, p. 500—502.
- Kullerud G. Carnegie Inst. Wash. Year Book, 1961, v. 60, p. 174—176.
- Yamaguchi S., Katsurai T. Kolloid Z., 1960, Bd 170, S. 147—148.
- Таран Н. Г. Труды Одесского технологического института пищевой и холодильной промышленности, 1959, т. 9, с. 187—198.
- Elliott N. J. Chem. Phys., 1960, v. 33, p. 903—905.

0,0942  
1,9058

### Fe—Sc. Железо—скандий

Промежуточная фаза  $ScFe_2$  изоструктурна  $MgNi_2$ ;  $a = 4,972$  А,  $c = 16,278$  А [1]. По данным работы [2], добавка 1% (ат.) Sc снижает температуру полиморфного превращения  $\gamma \rightleftharpoons \delta$  в Fe на 70°C.

- Dwight A. E., Nevitt M. V. U. S. At. Energy Comm. ANL—6099, 1959, p. 76—92. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.
- Hellawell A. J. Less-Common Metals, 1959, v. 1, p. 110—112.

1,8496  
0,1504

### Fe—Se. Железо—селен \*

Диаграмма (рис. 211), ранее рассматривавшаяся М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [9]), отображает равновесия между разными формами FeSe: тетрагональной  $\alpha$  типа PbO; гексагональной  $\beta$  типа NiAs и  $\gamma$  типа несколько измененной решетки NiAs. В работе [1], представляющей собой часть еще не оконченого исследования, методами за- лок, дифференциального термического анализа и с помощью высокотемпературной техники изучены равновесия при высоких температурах, однако нет еще достаточных данных для построения ликвидуса системы; тем не менее установлено, что максимальная температура плавления  $1070 \pm 5^\circ$  С наблюдается у сплава с  $\sim 53\%$  (ат.) Se; в системе существуют две области ( $\gamma_1 + \gamma_2 + V$ ), одна между Fe и FeSe в интервале концентраций 6,5—46,0% (ат.) Se при 960°C, другая — в интервале 71,5—>98% (ат.) Se при 790°C;  $FeS_2$  плавится инконгруэнтно при 585°C. По [1], FeSe имеет тетрагональную решетку ниже 335°C; это примерно соответствует данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [9]). В работе

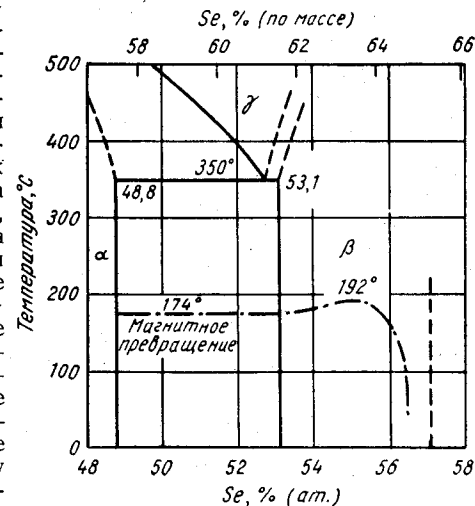


Рис. 211. Fe—Se

[2] при термическом анализе соединения  $\text{FeSe}_2$  наблюдали начало кристаллизации при  $910^\circ\text{C}$  и две перитектические реакции: при  $796$  и  $585^\circ\text{C}$ . При сравнении данных термического анализа с результатами, полученными в работе [1], следует отметить следующее: начало кристаллизации сплава с  $66,7\%$  (ат.) Se должно происходить при  $\sim 910^\circ\text{C}$ , если ликвидус снижается с  $1070^\circ\text{C}$  при  $53\%$  (ат.) Se до  $790^\circ\text{C}$  при  $71,5\%$  (ат.) Se; первая перитектическая реакция при  $796^\circ\text{C}$  несомненно, соответствует монотектической, наблюдавшейся в работе [1]; перитектическая реакция при  $585^\circ\text{C}$  точно совпадает с данными [1]. Дилатометрическим анализом сплава с  $53,3\%$  (ат.) Se ( $\text{Fe}_2\text{Se}_3$ ) подтверждено неинвариантное превращение при  $350^\circ\text{C}$  и точка Кюри при  $170^\circ\text{C}$  [хотя сплав с  $53,3\%$  (ат.) Se, по данным М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [9]), лежит внутри  $\beta$ -области].

Периоды гексагональной решетки  $\beta$ -фазы типа NiAs:  $a = 3,617 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,88 \text{ \AA}$ ; при этом элементарная ячейка упорядоченной  $\gamma$ -фазы имеет размеры:  $a = 7,234 \text{ \AA}$ ,  $c = 17,65 \text{ \AA}$  [3]. В работе [4] утверждается, что  $\text{Fe}_2\text{Se}_3$  имеет три модификации: триклинную при низких температурах ( $< 240$ — $298^\circ\text{C}$ );  $a = 12,53 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,23_8 \text{ \AA}$ ,  $c = 23,5_4 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 89,8^\circ$ ,  $\beta = 89,4^\circ$ ,  $\gamma = 90^\circ$ ; гексагональную при промежуточных температурах (от  $240$ — $298$  до  $320$ — $388^\circ\text{C}$ );  $a = 3,61_8 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,8_8 \text{ \AA}$ , и гексагональную при высоких температурах ( $> 320$ — $388^\circ\text{C}$ );  $a = 3,61_8 \text{ \AA}$ ,  $c = 11,76 \text{ \AA}$ . Данные работы [4] хорошо дополняются результатами работы [5], по которой превращение триклинной решетки в гексагональную вследствие перераспределения вакансий Fe начинается при  $240^\circ\text{C}$  и полностью заканчивается при  $298^\circ\text{C}$ ; появление ферромагнетизма у  $\text{Fe}_2\text{Se}_3$  ( $187^\circ\text{C}$ ) связано с началом упорядочения. В работе [6] изучена связь с температурой различных решеток типа NiAs.

По данным работы [7], в которой считается, что  $\text{FeSe}_2$  образуется по перитектоидной реакции, решетка этого соединения ромбическая, типа  $\text{FeS}_2$ ;  $a = 4,789_0 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,768_9 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,575_5 \text{ \AA}$ .

1. Trof ten P., Kullerud G. Carnegie Inst. Wash. Year Book, 1961, v. 60, p. 176.
2. Дудкин Л. Д., Вайданич В. И. ФТТ, 1960, т. 2, с. 1526—1532.
3. Hirakawa K. J. Phys. Soc. Japan, 1957, v. 12, p. 929—938.
4. Okazaki A. J. Phys. Soc. Japan, 1959, v. 14, p. 112—113.
5. Okazaki A. J. Phys. Soc. Japan, 1961, v. 16, p. 1162—1170.
6. Schneider A., Imhagen K. H. Naturwissenschaften, 1957, Bd. 44, S. 324.
7. Fischer G. Canad. J. Phys., 1958, v. 36, p. 1435—1438.

0,2985  
1,7015

### Fe—Si. Железо—кремний \*

Термодинамическим анализом с использованием в качестве критерия значений парциального давления  $\text{N}_2$  в работе [1] показано, что двухфазная область должна существовать в области твердых растворов на основе Fe между упорядоченным и неупорядоченным состоянием ( $\alpha$  и  $\alpha'$ ) этого раствора. Эксперименты показали, что эта область лежит в интервале концентраций  $2,5$ — $11,3\%$  (ат.) Si. Неупорядоченное состояние может сохраняться при закалке с высоких температур. В работе [2] подтверждается существование дальнего порядка в сплавах, содержащих до  $8\%$  (ат.) Si. Существование двухфазной области было подтверждено тщательным рентгеноструктурным анализом [3], ее граница совпадает с указанной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 394).

В работе [4] показано, что фаза  $\text{FeSi}_2$  участвует в эвтектоидной ( $960^\circ\text{C}$ ) и перитектоидной ( $995^\circ\text{C}$ ) реакциях (рис. 212). По данным работы [5], область гомогенности высокотемпературной модификации составляет  $71,3$ — $72,1\%$  (ат.) Si, по [4],  $70$ — $73,3\%$  (ат.) Si; по [6], перитектоидная и эвтектоидная реакции происходят соответственно при  $950$  и  $915^\circ\text{C}$ . Отклонения состава соединения от идеального стехиометрического связаны с образованием вакантных мест в решетке вместо

атомов Fe [5, 7]. Периоды решетки высокотемпературной тетрагональной фазы:  $a = 2,6937 \pm 2,6872 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,139 \pm 5,128 \text{ \AA}$  [5] или  $a = 2,684 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,128 \text{ \AA}$  [8]. Примерная растворимость Fe в Si в твердом состоянии, определенная методом меченых атомов [9], составляет:  $7,0 \times 10^{-7}\%$  (ат.) при  $1300^\circ\text{C}$ ;  $9,9 \times 10^{-8}\%$  (ат.) при  $1200^\circ\text{C}$ ;  $1,1 \times 10^{-8}\%$  (ат.) при  $1100^\circ\text{C}$ ;  $1,3 \times 10^{-9}\%$  (ат.) при  $1000^\circ\text{C}$ .

1. Seybolt A. U. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 161—167.
2. Guttmann L. Выступление в дискуссии по работе [1]; Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 169—171.
3. Lihl F., Ebel H. Arch. Eisenhüttenw., 1961, Bd. 32, S. 489—491.
4. Абрикосов Н. Х. Изв. Сектора физико-химического анализа, ИОНХ АН СССР, 1956, т. 27, с. 157—163.
5. Сидоренко Ф. А. и др. ФММ, 1959, т. 8, с. 465—466.
6. Сидоренко Ф. А. и др. ФММ, 1960, т. 9, с. 861—867.
7. Сидоренко Ф. А. и др. ФММ, 1959, т. 8, с. 735—739.
8. Aronsson B. Acta Chem. Scand., 1960, v. 14, p. 1414—1418.
9. Struthers J. D. J. Appl. Phys., 1956, v. 27, p. 1560.

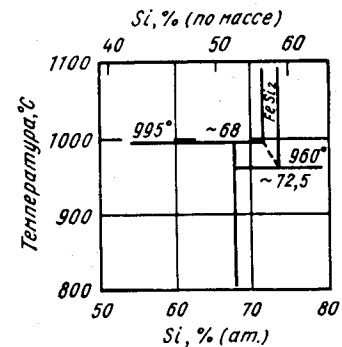


Рис. 212. Fe—Si

1,5699  
0,4301

### Fe—Sm. Железо—самарий

Установлено существование в системе двух соединений:  $\text{SmFe}_2$  и  $\text{SmFe}_5$  [1]. Соединение  $\text{SmFe}_2$  имеет г. ц. к. решетку типа  $\text{MgCu}_2$  с периодом  $7,45$  [1] или  $7,415 \pm 0,005 \text{ \AA}$  [2]. Решетка соединения  $\text{SmFe}_5$  гексагональная типа  $\text{CaCu}_5$ ;  $a = 4,96 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,15 \text{ \AA}$  [1]. Экспериментальные трудности, с которыми встретились в работе [1] при приготовлении  $\text{SmFe}_5$ , приводят к мысли, что это соединение может образоваться по перитектической реакции. Утверждается [1], что в системе нет соединения с соотношением компонентов  $1:1$ , однако эти данные кажутся ошибочными и нет достаточных оснований сомневаться в возможности существования в системе такого рода соединения.

1. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
2. Wernick J. H., Geller S. Trans. AIME., 1960, v. 218, p. 866—868.

1,6726  
0,3274

### Fe—Sn. Железо—олово \*

Растворимость Fe в расплавленном Sn определена методом фильтрации расплава [1]:

Температура, $^\circ\text{C}$	500	480	450	370	350	300	250
Растворимость, % (ат.)	0,385	0,11	0,072	0,034	0,026	0,0096	0,004

В работе [2] с использованием амальгам были получены сплавы во всем интервале концентраций Fe—Sn и изучены фазовые равновесия при  $300^\circ\text{C}$ . Рентгеноструктурный анализ подтвердил существование при этой температуре соединений  $\text{FeSn}$  и  $\text{FeSn}_2$ . С использованием ранее опубликованных данных об изменении периода решетки растворимость Sn в  $\alpha$ -Fe найдена равной  $4,45\%$  (ат.).

В работе [3] изучен интервал стабильности соединения  $\gamma$ - $\text{FeSn}$  (сплавы получены методом порошковой металлургии), соединение образуется перитектически

при 940° С, при этом состав его 43,5—44% (ат.) Sn ( $Fe_{1,3}Sn$ ) и распадается при 780° С. Температура точки Кюри  $FeSn$  равна 676° К [3].

Соединение  $Fe_3Sn_2$  сильно ферромагнитно [4]. Соединение  $FeSn_2$ , полученное спеканием [4], антиферромагнитно, температура точки Нееля равна 380° К.

**Кристаллическая структура.** Периоды гексагональной решетки  $\gamma$ - $FeSn$  ( $Fe_{1,3}Sn$ ) типа B8;  $a = 4,216$  А,  $c = 5,244$  А [3]. По [2] периоды гексагональной решетки  $FeSn$ :  $a = 5,300$  А,  $c = 4,473$  А. Решетка соединения  $FeSn_2$  тетрагональная;  $a = 6,539$  А,  $c = 5,311$  А [2],  $a = 6,50_2$  А,  $c = 5,31_5$  А [4],  $a = 6,53$  А,  $c = 5,32$  А [5].

1. Каковский И. А., Смирнов Н. С. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 11, с. 44—51.
2. Lihl F., Kirnbauer H. Monatsh. Chem., 1955, Bd. 86, S. 1031—1033.
3. Asanuma M. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 1343.
4. Kapematsu K. a. o. J. Phys. Soc. Japan, 1960, v. 15, p. 2358.
5. Виткин А. И. и др. ДАН СССР, 1958, т. 120, с. 588—591.

1,4896  
0,5104

### Fe—Ta. Железо—тантал \*

Интерметаллид, находящийся в равновесии с твердым раствором на основе Fe, был первоначально идентифицирован как  $TaFe$  (см. М. Хансен и К. Андерко т. II [5]), а позднее — как  $TaFe_2$  (там же, [6]). На основании металлографического и рентгеноструктурного анализов сплавов, полученных спеканием биметал-

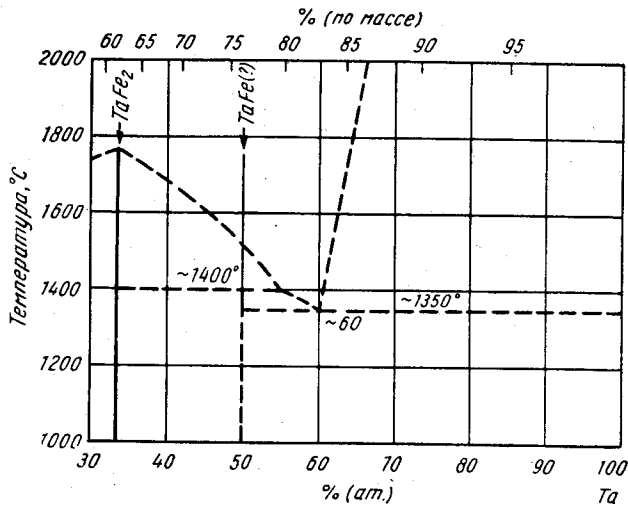


Рис. 213. Fe—Ta

лических образцов в твердо-жидком состоянии, в работе [1] сделано предположение о возможности существования обеих фаз ( $TaFe_2$  и  $TaFe$ ). По данным этой работы,  $TaFe$  имеет гексагональную решетку с отношением периодов  $c/a = 1,6$ , но с большими периодами, чем у  $TaFe_2$ . Металлографический анализ [1] показал, что  $TaFe$  образуется перитектически при температуре около 1400° С.  $TaFe$  при ~1350° С образует эвтектическую смесь с твердым раствором на основе Ta, концентрация эвтектической точки ~60% (ат.) Ta. Ориентировочная диаграмма состояний, по данным [1], приведена на рис. 213. Прежде чем безоговорочно при-

нять эту диаграмму, необходимы дополнительные металлографические и рентгеноструктурные исследования сплавов, приготовленных более традиционными способами.

1. Бурлаков В. Д., Коган В. С. ФММ, 1959, т. 7, с. 708—712.

1,6411  
0,3589

### Fe—Te. Железо—теллур \*

Часть диаграммы (рис. 214) заимствована из работы [1], по данным которой она представляет собой модифицированную диаграмму из М. Хансена и К. Андерко (см. т. II [8]); показанные здесь фазовые равновесия получены из опытов по определению магнитной восприимчивости сплавов. Принципиальное различие между рис. 214 и диаграммой, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 397), заключается в фазе  $\xi$ , которую можно рассматривать как структурную модификацию  $\epsilon$  ( $FeTe_2$ )-фазы. Фаза  $\xi$  имеет либо гексагональную решетку, либо решетку тип  $NiAs$  или  $CdI_2$  [1].

Необходимо отметить, что имеется некоторая неясность в строении и идентификации фазовых областей на диаграмме, описанной в работе [1]. Диаграмма, показанная на рис. 214, представляет собой наилучшую интерпретацию полученных данных. Изотерма при ~655° С, возможно, является линией эвтектоидной реакции  $\xi \rightleftharpoons \delta + \epsilon$ , резко обрывающейся при той же температуре в связи с полиморфным превращением  $\xi \rightleftharpoons \epsilon$ . До получения более определенных данных приведенную диаграмму следует рассматривать как ориентировочную.

По данным термического анализа [2], соединение  $FeTe_2$  начинает кристаллизоваться при 742° С и заканчивает при 640° С (температура перитектической реакции). Эти наблюдения хорошо согласуются с диаграммой, приведенной на рис. 214.

В работе [3] для определения границ фазовых областей в интервале концентраций 49—67,7% (ат.) Te и температур 357—627° С использован метод определения электродных потенциалов. Подтверждены эвтектоидный распад  $\delta$ -фазы и расположение фазовых полей, указанное М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 377).

В более ранней работе [4] определена зависимость периодов ромбической решетки  $FeTe_2$  ( $\epsilon$ ) при комнатной температуре от состава: для  $FeTe_{1,98}$   $a = 6,2650$  А,  $b = 5,2639$  А,  $c = 3,8759$  А, для  $FeTe_{2,00}$   $a = 6,2655$  А,  $b = 5,2619$  А,  $c = 3,8743$  А и для  $FeTe_{2,10}$   $a = 6,276$  А,  $b = 5,280$  А,  $c = 3,864$  А. В работе [4] приведены также зависимости периодов решетки от температуры в интервале от 17 до 550° С.

1. Llewellyn J. P., Smith T. Proc. Phys. Soc. (London), 1959, v. 74, p. 65—74.
2. Дудкин Л. Д., Вайданич В. И. ФТТ, 1960, т. 2, с. 1526—1532.
3. Гейдериш В. А. и др. ДАН СССР, 1961, т. 137, с. 1399—1401.
4. Llewellyn J. P., Smith T. Proc. Phys. Soc. (London), 1957, v. B70, p. 1113—1122.

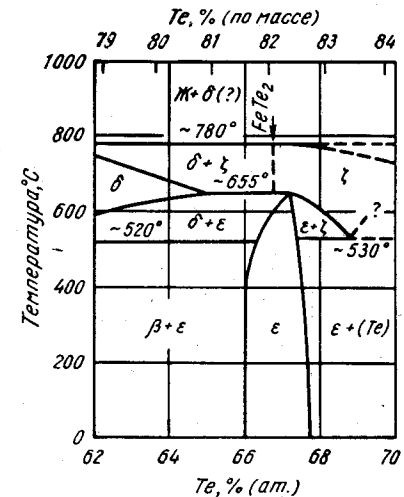


Рис. 214. Fe—Te



Система изучена вновь в интервале концентраций 0—52% (ат.) Ti с помощью термического анализа [1], а в интервале 0—100% (ат.) Ti — термического, металлографического и рентгеноструктурного анализов [2]. Авторы обеих работ приходят к выводу, что в системе образуются только два соединения, однако их данные о температуре плавления соединения TiFe расходятся. Предельную растворимость в TiFe<sub>2</sub> и в TiFe в работе [3] определили с помощью микро- и рентгено-

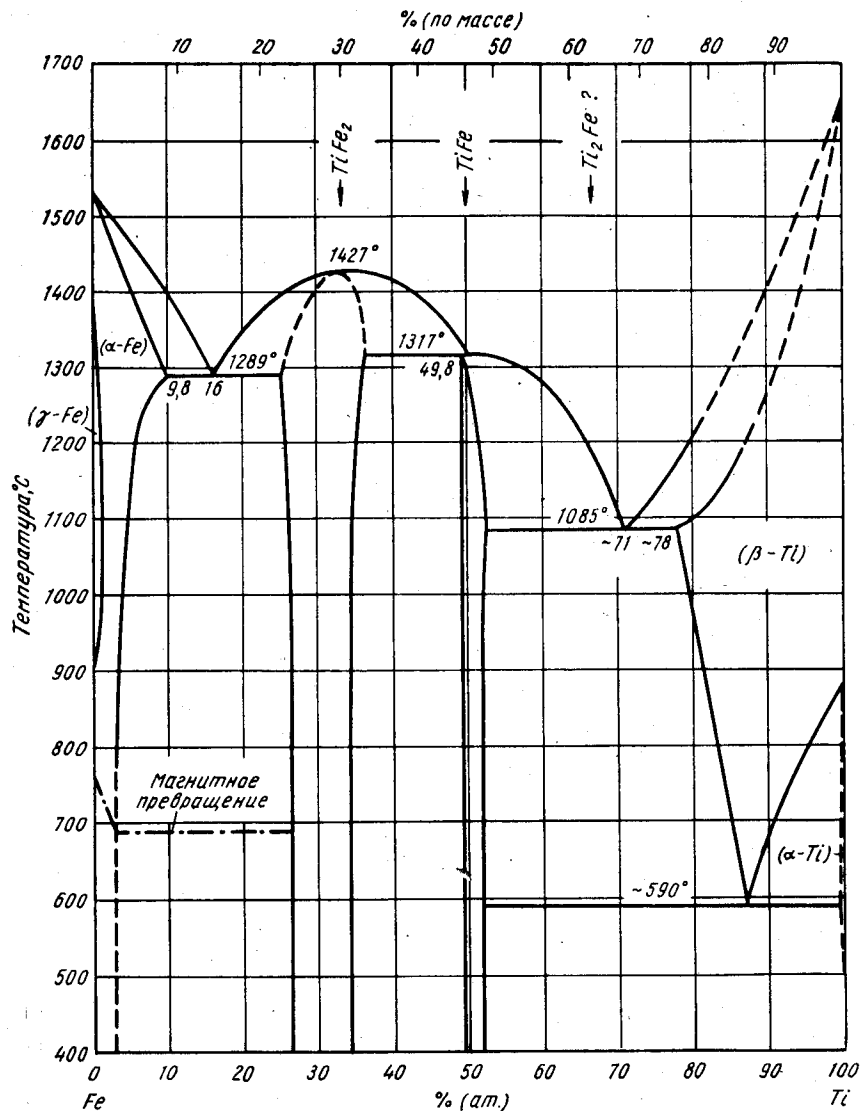


Рис. 215. Fe—Ti

структурного анализом, растворимость в TiFe в [4] — только рентгеноструктурным анализом.

Диаграмма состояний (рис. 215) представляет собой измененный вариант диаграммы, приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 398) и дополненный данными работ [1, 3]. При термическом анализе [1] установлены более низкими, чем считалось ранее, температуры эвтектической реакции в Fe-углу и плавления TiFe<sub>2</sub>; ранее определенная температура перитектической реакции образования TiFe подтверждена [1].

Предельная растворимость Ti в Fe 9,8% (ат.), концентрация эвтектической точки 16% (ат.) Ti [1]. В работе [3] отмечено, что температурные эффекты на термограммах, определенные в работе [1], не связаны с пределами растворимости TiFe<sub>2</sub>; сплавы с 28 и 31% (ат.) Ti, у которых наблюдали [1] остановки при эвтектической температуре, лежат в области гомогенности TiFe<sub>2</sub>. По данным работы [2], соединения TiFe<sub>2</sub> и TiFe образуются конгруэнтно при соответственно ~1480 и ~1500°С (определено термическим анализом); возможно, эти данные ошибочны, так как расплав загрязнялся материалом тигля; в работе [1] температуры плавления сплавов, выплавленных в тиглях из окиси алюминия, были на 150—200 град выше температур плавления сплавов, выплавленных в тиглях из окиси тория (в работе [2] не указано, из какого материала были тигли). Эвтектическая реакция, по [2], происходит при 1298°С, максимальная растворимость Ti в Fe 13,7% (ат.) [12% (по массе)], при снижении температуры до 500°С растворимость уменьшается до 2,9% (ат.) [2,5% (по массе)].

В работе [5] в диффузионных опытах определена растворимость Ti в γ-Fe при 1075—1225°С. Данные о растворимости, достигающей максимум 0,76% (ат.) [0,65% (по массе)] Ti при 1100°С, хорошо согласуются с приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II [14]).

Периоды гексагональной решетки TiFe<sub>2</sub> типа MgZn<sub>2</sub> в зависимости от состава определены в работе [3]:  $a = 4,77_4 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,79_4 \text{ \AA}$  [27,4% (ат.) Ti];  $a = 4,81_4 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,85_6 \text{ \AA}$  [37% (ат.) Ti].

Сверхструктурные линии у TiFe обнаружены в работе [6], но не наблюдались в работах [7, 8]; возможно, это связано с малым различием атомных факторов Ti и Fe. Решетка TiFe кубическая типа CsCl;  $a = 2,976 \pm 0,001 \text{ \AA}$  [7, 8]. Периоды твердого раствора на основе TiFe меняются в зависимости от состава следующим образом [3]:  $a = 2,97_6 \text{ \AA}$  [49,5% (ат.) Ti];  $a = 2,99_1 \text{ \AA}$  [52,5% (ат.) Ti]; по [4] примерно в том же интервале концентраций изменения периодов 2,976—2,985 Å.

Метастабильная ω-фаза, образующаяся при закалке сплавов, богатых Ti, имеет сложную о. ц. к. решетку, относящуюся к пространственной группе  $Im\bar{3}m$ ;  $a = 7,76 \text{ \AA}$  [9]. Кинетика превращений ω-фазы изучена в работе [10].

1. Hellawell A., Hume-Rothery W. Phil. Trans. Roy. Soc. London, 1957, v. A249, p. 417—459.
2. Корнилов И. И., Борискина Н. Г. ДАН СССР, 1956, т. 108, с. 1083—1085.
3. Murakami Y. a. o. Mem. Fac. Eng. Kyoto Univ., 1957, 19, p. 302—319; Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1957, v. 21, p. 665—669; Trans. Natl. Res. Inst. Metals (Tokyo), 1959, v. 1, p. 7—21.
4. Stuwe H.-P., Shimomura Y. Z. Metallkunde, 1960, Bd. 51, S. 180—181.
5. Moll S. H., Ogilvie R. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 613—618.
6. Pietrokowsky P., Joungkin F. G. J. Appl. Phys., 1960, v. 31, p. 1763—1766.
7. Philip T. V., Beck P. A. Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 1269—1271.
8. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 216, p. 283—286.
9. Yoshida H. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 1956, v. 20, p. 292—294.
10. Гриднев В. Н. и др. Сб. «Вопросы физики металлов и металловедения». Изд-во АН УССР, 1960, вып. 11, с. 82—86.



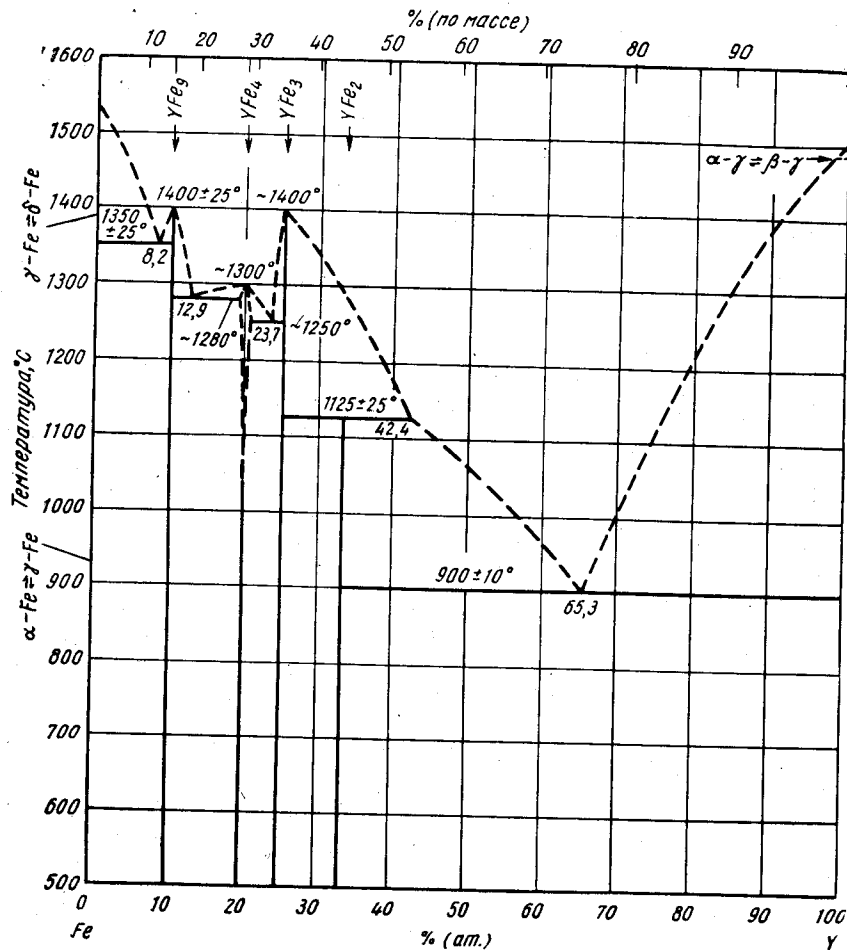


Рис. 216. Fe—Y

ние  $YFe_3$ , следует считать недостаточными. Основываясь на отсутствии превращений структуры в богатых железом сплавах, авторы [2] пришли к выводу о существовании замкнутой  $\gamma$ -области, хотя наблюдавшаяся растворимость в обеих модификациях Fe была меньше [1% (по массе)]. В работе [1] обнаружены соединения  $YFe_2$ ,  $YFe_4$  и  $YFe_5$ . Наиболее богатое железом соединение  $YFe_5$  (температура плавления  $1332^\circ\text{C}$ ) образует с Fe эвтектику при 10,3% (ат.) Y и  $1257^\circ\text{C}$ . По другим данным, существуют соединения  $YFe$ ,  $YFe_2$ ,  $YFe_4$  и  $YFe_6$ . В работе [4] проведен анализ экспериментальных данных работ [1 и 2], в результате которого предпочтение отдано работе [2], за исключением данных, относящихся к соединению  $YFe_3$ . Отмечаются ошибки в толковании металлографических данных [1], относящихся к соединению  $YFe_5$ , а рентгенограммы  $YFe_5$ , вероятно, относятся к  $YFe_4$ . Фаза  $YFe_6$  обнаружена также и в рентгеновском исследовании [5], однако авторы не сделали попыток металлографически определить состав соединения.

Соединение  $YFe_4$ , имеет, вероятно, гексагональную структуру типа  $CaCu_5$ . Этот вопрос обсуждается в работе [4]. Периоды решетки для  $YFe_5$ :  $a = 4,87 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,06 \text{ \AA}$  [5]. Однако приведенные в таблице в работе [2] значения  $d$  для  $YFe_4$  не отвечают этой структуре.

$YFe_2$  имеет г. ц. к. решетку  $M_0Cu_2$  [2, 3, 5—7] с периодом  $7,355 \text{ \AA}$  [7],  $7,356 \text{ \AA}$  [2],  $7,357 \pm 0,002 \text{ \AA}$  [6],  $7,358 \text{ \AA}$  [3]. В согласии с работой [2] указывается [6], что  $YFe_2$  образуется по перитектической реакции и имеет узкий интервал гомогенности.

1. Farkas M. S., Bauer A. A. U. S. At. Energy Comm. BMI—1386, 1959, 20p.
2. Domagala R. F. a. o. Trans. ASM, 1961, v. 53, 137—155.
3. Heafiling J., Daane A. H. Неопубликованные данные; см. «Редкоземельные металлы», под ред. Ф. X. Спеддинга и А. X. Даана. Изд-во «Металлургия», 1965.
4. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов. Изд-во «Мир», 1965.
5. Nassau K. a. o. Phys. Chem. Solids, 1960, v. 16, p. 123—130.
6. Beaudry B. J. a. o. Acta Cryst., 1960, v. 13, p. 743—744.
7. Dwight A. E. Trans. ASM, 1961, v. 53, p. 479—500.

$\bar{1},9316$   
0,0684

### Fe—Zn. Железо—цинк \*

Приведенная на рис. 217 диаграмма состояния при давлении  $1 \text{ ат}$  построена по данным работ [1, 2]. Равновесие в интервале  $1250—1500^\circ\text{C}$  и 0,22% (ат.) [0—25% (по массе)] Zn исследовали термическим методом при различных давлениях [1]. Вторая точка кипения ( $1260^\circ\text{C}$ ) — среднее из пяти определений, температура частного повторного расплавления ( $\sim 1380^\circ\text{C}$ ) — среднее из четырех определений.

Богатые железом сплавы исследованы при  $400—1200^\circ\text{C}$  методами микроскопического, dilatометрического, высокотемпературного рентгеновского анализов, а также в экспериментах по диффузии и магнитным свойствам.

Диаграмма, предложенная в работе [2], заметно отличается от диаграммы приведенной М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 402 [1]), существованием широкой  $\alpha$ -области и замкнутой  $\gamma$ -области. Граница  $\alpha/(\alpha + \gamma)$  вблизи минимума  $\gamma$ -области опирается на многочисленные и достоверные данные металлографического анализа. Ограниченные возможности выбранной методики не позволили точно указать положение границы  $\gamma/(\gamma + \alpha)$ . В области  $(\alpha + \text{Газ})$  наблюдались эвтектоидоподобные структуры, оказавшиеся на самом деле своеобразными структурами выделения газовой фазы и твердого раствора  $\alpha$ . Высокотемпературным рентгеновским анализом установлено, что сплавы с 18% (ат.) Zn при  $770^\circ\text{C}$  и 24% (ат.) Zn при  $820^\circ\text{C}$  имеют о. ц. к. решетку  $\alpha$ -фазы.

1. Vogel R., Gerhard R. Arch. Eisenhüttenw., 1961, Bd 32, S. 655—659.
2. Stadelmaier H. H., Bridgers R. K., Metall, 1961, Bd 15, S. 761—763.

$\bar{1},7869$   
0,2131

### Fe—Zr. Железо—цирконий \*

Диаграмма состояния со стороны, богатой Zr (рис. 218), построена по данным микроскопического, термического и рентгеновского анализов сплавов, выплавленных из иодидного Zr и Fe чистой 99,97% [1]. Температура плавления  $ZrFe_2$  равна  $1650^\circ\text{C}$  [1].

Результаты повторного исследования сплавов, богатых Fe [2], проведенного dilatометрическим и термическим методами, хорошо согласуются с данными, приведенными М. Хансеном и К. Андерко (см. т. II, рис. 404). Были установлены

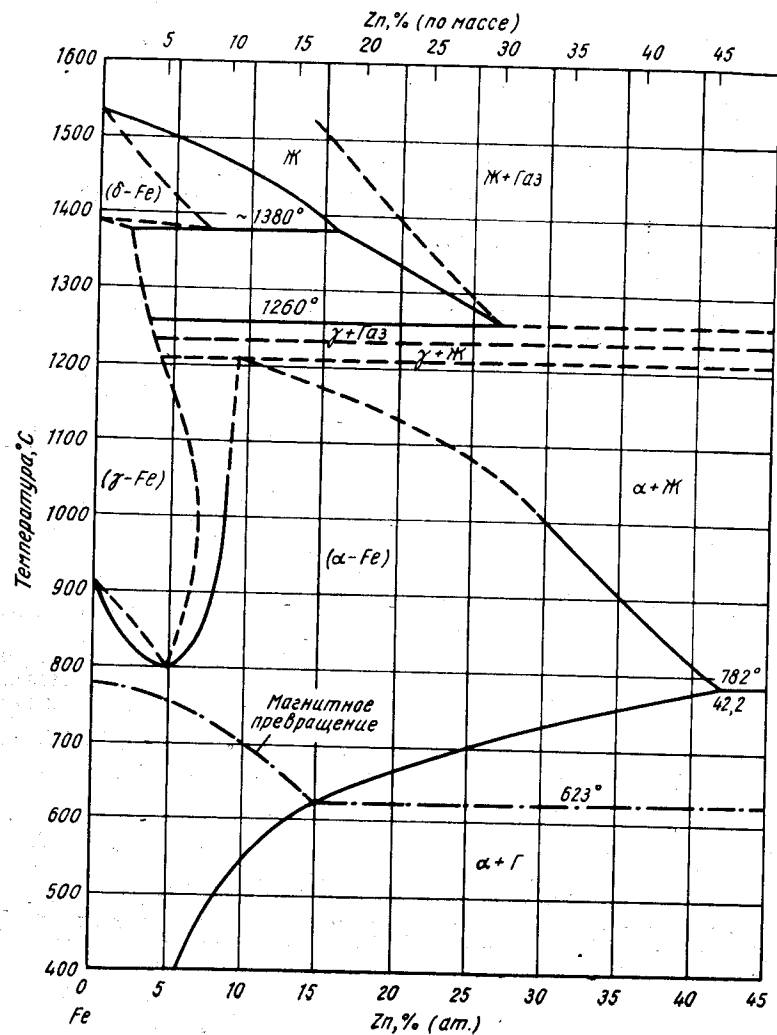


Рис. 217. Fe—Zn

температуры реакции [2]: Ж [10,5% (ат.) Zr]  $\rightleftharpoons$   $\gamma$  [0,7% (ат.) Zr] + ZrFe<sub>2</sub> при 1320°С;  $\delta$  [7% (ат.) Zn]  $\rightleftharpoons$   $\gamma$  + Ж при 1345°С;  $\gamma$  [0,02% (ат.) Zr] +  $\rightleftharpoons$   $\alpha$  [0,007% (ат.) Zr] при ~960°С. Кривая ликвидуса на участке 0—9,5% (по

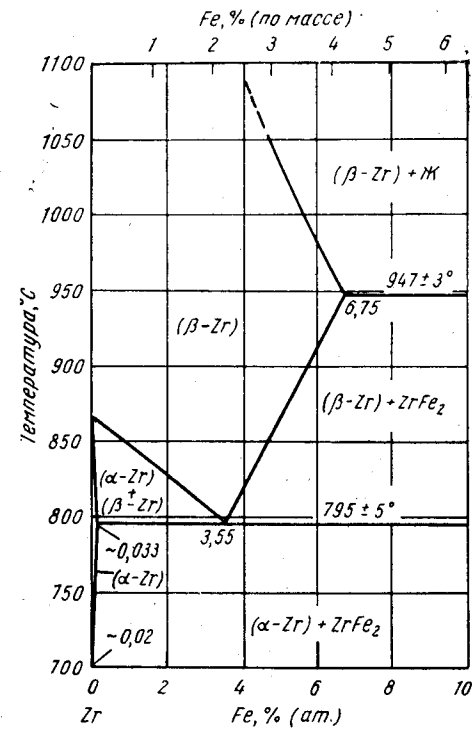


Рис. 218. Fe—Zr

массе) Zr [2] хорошо согласуется с данными М. Хансена и К. Андерко (см. т. II, рис. 404).

По данным работы [3], решетка эквиатомного сплава не является о. ц. к. и не относится к типу CsCl.

1. Tappier L. E., Levinson D. W. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 1066—1067.
2. Свечников В. Н., Спектор А. В. Сб., «Вопросы физики металлов и металловедения» Изд-во АН УССР, 1960, № 11, с. 30—35.
3. Dwight A. E. Trans. AIME, 1959, v. 215, p. 283—286.

## СТРУКТУРЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Редактор издательства *К. Д. Мишарина*  
 Технический редактор *В. В. Михайлова*  
 Графики *А. И. Плотников* и *Л. П. Патрикеева*

Сдано в производство 16/X 1969 г.  
 Подписано в печать 2/X 1970 г.  
 Бумага типографская № 2, 60×90<sup>1</sup>/<sub>16</sub>—14,25 бум. л.  
 28,5 печ. л. Уч.-изд. л. 33,68 Заказ 422. Изд. № 5005  
 Тираж 4500 экз. Цена 3 р. 57 к.

Издательство «Металлургия» Москва Г-34,  
 2-й Обыденский пер., д. 14  
 Ленинградская типография № 6  
 Главполиграфпрома Комитета по печати  
 при Совете Министров СССР  
 Ленинград, С-144, ул. Мойсеенко, 10.

## ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Должно быть
47	12 сн.	14,238	14,283
60	21 »	ZnAl <sub>3</sub>	ZrAl <sub>3</sub>
146	18 »	IgB <sub>~11</sub>	IgB <sub>~1, 1</sub>
164	19 св.	1,3316	1,3315
349	19 »	≤ 0,009%	≤ 0,09%
351	Табл. 14, графа 8, 2 сн.	0,0069	0,00069
398	12 сн.	0,0162	0,0126

Заказ 422