



# Beynəlxalq Konfrans "Fizika-2005" International Conference "Fizika-2005" Международная Конференция "Fizika-2005"

7 - 9  
İyun  
June 2005  
Июнь

№37  
səhifə  
page 156-160  
стр.

Bakı, Azərbaycan

Baku, Azerbaijan

Баку, Азербайджан

## РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ АНИОННОГО ЗАМЕЩЕНИЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ, МЕХАНИЗМ И ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В CuAgSe

АСАДОВ Ю. Г., ГАМИДОВА С.С., БАЙКУЛОВ Р.Б.

*Институт физики Национальной Академии Наук Азербайджана  
AZ1143, пр. Гусейн Джавида 33, Баку, Азербайджан  
e-mail: [isfansevda84@yahoo.com](mailto:isfansevda84@yahoo.com)  
tel: (99412)4392135*

Высокотемпературным рентгендифрактометрическим методом исследовались структурные превращения в  $\text{CuAgSe}_{0.5}(\text{S},\text{Te})_{0.5}$  и было показано, что при комнатной температуре  $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{S}_{0.5}$  является двухфазным. Одна фаза кристаллизуется в моноклинной структуре  $\text{Cu}_{1.96}\text{S}$ , а другая в орторомбической структуре  $\text{CuAgSe}$ : обе фазы при 540K превращаются единую ГЦК фазу. Кристаллы  $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$  при комнатной температуре трехфазные, одна фаза кристаллизуется в орторомбической структуре  $\text{Cu}_2\text{Te}$ , а другая - в орторомбической структуре  $\text{CuAgSe}$ , третья их метастабильно существующие кубические фазы. Обе орторомбические фазы при 444K превращаются в кубическую фазу.

В [1] показано, что  $\text{CuAgSe}$  кристаллизуется в тетрагональной сингонии с параметрами кристаллической решетки,  $a=4.083\text{Å}$ ,  $c=6.30\text{Å}$  с двумя молекулами в элементарной ячейке. В работе [2] установлено, что  $\text{CuAgSe}$  кристаллизуется в орторомбической сингонии с параметрами решетки,  $a=4.105\text{Å}$ ,  $b=20.35\text{Å}$ ,  $c=6.31\text{Å}$  с десятью молекулами в решетке. Наличие псевдопериода вдоль оси  $v$  кратного пяти, который не был обнаружен в [1] делает данную решетку псевдотетрагональной, т.е.  $v=20.35=5 \times 4.08$ .

По данным указанных работ в структуре  $\text{CuAgSe}$  атомы Ag находятся в плоскостях, перпендикулярных оси  $c$ . Около каждого из них располагается 4 Ag на расстоянии  $2.96\text{Å}$  и 6 Se на расстояниях:  $2.67\text{Å}$  (4 Se),  $3.59\text{Å}$  (1 Se) и  $3.64\text{Å}$  (1 Se). Атомы Se образуют вытянутые тетраэдры, в которых находятся атомы Cu. Расстояние Se - Se =  $3.03\text{Å}$ , расстояния Cu - Se =  $2.06 - 2.50\text{Å}$ . Наименьшее расстояние Cu - Ag =  $2.98\text{Å}$ .

В работе [3] детально исследовались структурные превращения в  $\text{CuAgSe}$  и показано, что орторомбическая фаза при 504K превращается в ГЦК фазу. Превращение обратимое и происходит по типу монокристалл-монокристалл.

В данной работе рассматриваются полиморфные превращения в кристаллах  $\text{CuAgSe}_{0.5}(\text{S},\text{Te})_{0.5}$ . Условия синтеза и выращивание монокристаллов описано в работе [3].

Высокотемпературные дифрактометрические исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3М с приставкой URVT-2000, обеспечивающей вакуум  $10^{-2}$  Па. Угловое разрешение записи составляло  $\sim 1^\circ$ . Дифрактограммы записывались непрерывно, углы дифракции определялись методом пиков интенсивности. В экспериментах ошибка определения углов отражений не превышала  $\Delta\theta = \pm 0.02^\circ$ .

### I. $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{S}_{0.5}$ .

При 293K, от произвольно ориентированного кристалла  $\text{Cu Ag Se}_{0.5}\text{S}_{0.5}$ , размерами  $1 \times 5 \times 5$  мм, в интервале углов  $10^\circ \leq 2\theta \leq 100^\circ$ , зафиксировано 16 дифракционных отражений. Индексирование их говорит о существовании в образце двух фаз. Одна из них, по размерам элементарной ячейки, идентична низкотемпературной моноклинной  $\text{Cu}_{1.96}\text{S}$  [4], другая - низкотемпературной орторомбической  $\text{CuAgSe}$  [2].

Как видно из таблицы 1, все 16 зафиксированных отражений индуцируются на основе параметров решетки моноклинной  $\text{Cu}_{1.96}\text{S}$ , из них 8 также индуцируются на основе параметров орторомбической решетки  $\text{CuAgSe}$ . После записи дифрактограммы при комнатной температуре, не нарушая ориентации образца, включали печь и через каждые 100K проводили контрольные записи.

Таблица 1. Расчет дифрактограммы Cu Ag Se<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub>

№№	θ	I / I <sub>0</sub>	d <sub>эксп.</sub> , Å	Cu <sub>1.96</sub> S		CuAgSe		T <sub>эксп.</sub> , К	Параметры кристаллической решетки, Å
				d <sub>расч.</sub> , Å	hkl	d <sub>расч.</sub> , Å	hkl		
1	18° 00'	30	2.897	2.898	243	2.890	150	293	<u>Cu<sub>1.96</sub>S</u> моноклинная a = 26.897 b = 15.515 c = 13.585 β = 90.13° z = 128 пр.гр. P2 <sub>1/n</sub> ρ <sub>x</sub> = 5.870 г/см <sup>3</sup> <u>CuAgSe</u> орторомбическая a = 4.086 b = 20.533 c = 6.275 пр.гр. D <sub>2h</sub> <sup>7</sup> – P4 / nmm z = 10 ρ <sub>x</sub> = 7.883 г/см <sup>3</sup>
2	19° 30'	80	2.682	2.690	1000	2.681	042		
3	20° 24'	100	2.568	2.569	044				
4	21° 36'	50	2.432	2.437	162				
5	23° 30'	70	2.245	2.245	942				
6	25° 06'	40	2.111	2.111	326				
7	25° 36'	50	2.072	2.073	1123				
8	26° 36'	60	1.999	1.998	645	2.012	220		
9	28° 24'	90	1.882	1.882	027	1.890	191		
10	31° 24'	40	1.718	1.717	275,390	1.710	0102		
11	33° 42'	50	1.613	1.614	038				
12	37° 24'	10	1.474	1.473	908,286				
13	39° 06'	30	1.419	1.419	938	1.411	243		
14	41° 24'	10	1.354	1.354	078,1010				
15	45° 54'	10	1.247	1.246	0510	1.247	0104		
16	48° 00'	20	1.205	1.205	0610	1.204	115		
1	27° 54'	90	1.913	1.913	027	1.923	191	673	<u>CuAgSe</u> a = 4.160 b = 20.757 c = 6.387 ρ <sub>x</sub> = 7.525 г/см <sup>3</sup>
2	30° 57'	40	1.740	1.740	275	1.741	0102		
3	33° 05'	50	1.640	1.640	038				
4	36° 48'	10	1.494	1.494	908				
5	38° 29'	30	1.438	1.438	938	1.430	243		
6	40° 32'	10	1.377	1.377	1.0.10				
7	45° 01'	10	1.266	1.266	0510	1.266	0104		
8	47° 00'	20	1.224	1.224	0610	1.220	115		
1	16° 19'	40	3.176	3.185	200			773	ГЦК a = 6.356 пр.гр. Fm3m z = 4 ρ <sub>x</sub> = 6.376 г/см <sup>3</sup>
2	23° 30'	65	2.246	2.245	220				
3	27° 52'	100	1.915	1.915	311				
4	29° 12'	70	1.834	1.835	222				
5	34° 19'	30	1.588	1.588	400				
6	37° 54'	80	1.457	1.458	331				
7	39° 04'	30	1.420	1.420	420				
8	43° 39'	50	1.297	1.297	422				
9	47° 04'	90	1.222	1.223	333,511				

Температуру образца перед началом каждой записи поддерживали постоянной в течение 40 минут. Как видно из таблицы 1, с ростом температуры, число отражений и их интенсивности, зафиксированные при комнатной температуре, остаются постоянными. При 773К в прежнем интервале углов фиксируются 9 отражений, принадлежащие высокотемпературной ГЦК модификации с параметрами элементарной ячейки, a=6.356Å, z=4, пр.гр. Fm3m. По исчезнувшему дифракционным отражениям определена температура превращения двух модификаций, которые одновременно превращаются в ГЦК модификацию T<sub>пр.</sub>=695±2К. На рисунке 1 приведены температурные зависимости параметров решетки существующих модификаций в Cu Ag Se<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub>. Как видно, параметры элементарной ячейки a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub> моноклинного Cu<sub>1.96</sub>S при 373К отклоняются от линейности, т.е. параметры b<sub>1</sub> и c<sub>1</sub> резко растут, а параметр a<sub>1</sub> уменьшается и после 373К линейно растет. Параметры решетки a<sub>2</sub> и c<sub>2</sub> модификаций принимавших орторомбическую структуру CuAgSe при 437К отклоняются от линейности.

Несмотря на такое поведение параметров решетки от температуры обеих модификаций, в числах дифракций и их интенсивностях существенные изменения не происходят. Рассчитанные из температурной зависимости параметров решетки существующих модификаций в составе Cu Ag Se<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub> коэффициенты теплового расширения приведены в таблице 2.

Как видно, в модификации принимавшей структуры Cu<sub>1.96</sub>S тепловое расширение заметно отличается в направлении [010], чем [100] и [001], т.е. &lt;math>\alpha\_{[100]} < \alpha\_{[010]} > \alpha\_{[001]}</math>.

Отметим, что в низкотемпературной моноклинной модификации слои атомов серы образуют плотную гексагональную упаковку, а атомы меди между этими слоями распределены тремя различными способами. В структуре 51 атом меди распределен в искаженных треугольниках, 9 в тетраэдрических пустотах и один находится в двойной координации. Возможно, атомы серебра частично занимают положения атомов меди.

Таблица 2. Коэффициенты теплового расширения Cu Ag Se<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub>

модификация	Температура, К	$\alpha_{[100]} 10^{-6}K^{-1}$	$\alpha_{[010]} 10^{-6}K^{-1}$	$\alpha_{[001]} 10^{-6}K^{-1}$	$\alpha_{cp.} = \alpha_{[100]} + \alpha_{[010]} + \alpha_{[001]} / 3$ $10^{-6}K^{-1}$
Орторомбическая Cu <sub>1.96</sub> S	293-373	-19.05	238.48	21.16	80.20
	293-473	1.65	120.67	68.70	63.67
	293-573	5.18	87.01	49.95	47.38
	293-673	6.46	68.86	40.29	38.54
Орторомбическая CuAgSe	293-373	64.24	79.75	197.21	113.73
	293-473	76.14	35.44	87.65	66.41
	293-573	57.69	28.18	61.47	49.11
	293-673	47.66	28.71	46.97	41.11
ГЦК Cu Ag Se <sub>0.5</sub> S <sub>0.5</sub>	773-873	0.11			0.11
	773-973	0.13			0.13

В решетке CuAgSe атомы Ag находятся в плоскостях, перпендикулярных оси с. Около каждого из них располагаются 4 Ag на расстоянии 2.96Å и 6 Se на расстояниях 2.67Å (4 Se), 3.59Å (1 Se) и 3.64Å (1 Se). Атомы Se образуют вытянутые тетраэдры, в которых находятся атомы Cu. Расстояния Se - Se = 3.03 Å, расстояния Cu - Se = 2.06 - 2.50 Å, наименьшее расстояние Cu - Ag = 2.98 Å.

По основным кристаллографическим направлениям коэффициенты теплового расширения фазы, кристаллизовавшейся в структуре CuAgSe, обладают анизотропией, т.е.  $\alpha_{[100]} \approx \alpha_{[001]} > \alpha_{[010]}$ .

Сильная анизотропия теплового расширения обеих фаз в Cu Ag Se<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub> является одной из основных причин температурной нестабильности низкотемпературной фазы.

Необходимо отметить, что моноклинный Cu<sub>1.96</sub>S при 377К превращается в ГЦК фазу с параметрами решетки,  $a=6.082\text{Å}$ . В данном случае это не осуществляется, т.е. обе фазы (Cu<sub>1.96</sub>S и CuAgSe) при 695К превращаются в ГЦК фазу с параметрами решетки,  $a=6.356\text{Å}$ . При комнатной температуре кристаллы CuAgSe<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub>, состоящие из двух фаз, при повышении температуры, как видно из анизотропии теплового расширения, деформируют друг к другу.

На границе раздела этих фаз образуется зародыш высокотемпературной ГЦК фазы, который растет за счет обеих фаз. Из этой единой ГЦК фазы при охлаждении разделяются две первоначальные фазы, т.е. кристалл возвращается в первоначальное состояние. Превращения обратимые и происходят по типу монокристалл-поликристалл.

## II. CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub>

При комнатной температуре от произвольно ориентированного кристалла CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub> размерами 1x5x5 мм были зафиксированы 22 дифракционных отражения. Они совпали с отражениями, зафиксированными от интегрированного образца (в таблице 3 они отмечены звездочкой). Как видно, состав CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub> состоит из трех фаз. 1-ая фаза по размерам элементарной ячейки идентична низкотемпературному Cu<sub>2</sub>Te, 2-ая фаза обладает элементарной ячейкой, отвечающей низкотемпературной фазе CuAgSe и метастабильно существующих примитивных кубических фаз. На

дифрактограмме большинство рефлексов от наблюдаемых трех фаз накладываются друг на друга.

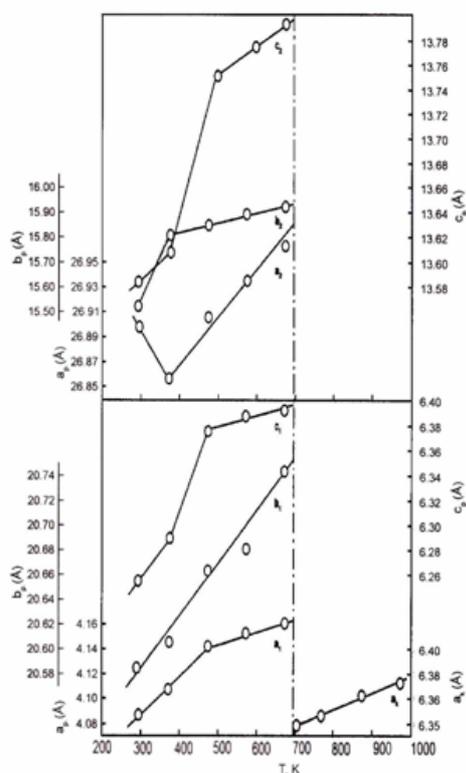


Рис.1 Температурные зависимости параметров решетки существующих фаз CuAgSe<sub>0.5</sub>S<sub>0.5</sub>

Причиной многофазности состава CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub> в основном является распределение анионов (Se и Te) и катионов (Cu и Ag), соответственно.

После записи дифрактограммы при комнатной температуре, была включена печь, и через каждые 50К проводились контрольные записи. Температуру образца перед началом каждой записи поддерживали постоянной в течение 40 минут. При этих условиях остается трехфазность образца CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub> (таблица 4) и при 441±1К обе орторомбические фазы превращаются в примитивную кубическую фазу. Превращения обратимые, т.е. при охлаждении образец возвращается в первоначальное состояние (табл.5).

Таблица 3. Расчет порошкограммы CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub>. Излучение CuK $\alpha$  ( $\lambda_{\alpha} = 1.5418 \text{ \AA}$ ), фильтр - Ni, 10 кВ, 24 мА, экспозиция 16ч., T<sub>эксп.</sub> = 290К

№№	$\theta$	I/I <sub>0</sub>	d <sub>эксп.</sub> , $\text{\AA}$	Cu <sub>196</sub> S		CuAgSe		кубическая		Параметры кристаллической решетки, $\text{\AA}$
				d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	
1	12° 32'	30	3.5525	3.5546	039	-	-	-	-	Cu <sub>2</sub> Te a = 7.319 b = 22.236 c = 36.458
2	13° 20'	20	3.3430	3.3420	223	-	-	-	-	
3	14° 06'	25	3.1646*	3.1646	071,066	3.1550	002	-	-	
4	15° 03'	50	2.9696*	2.9675	217	-	-	-	-	
5	15° 41'	100	2.8520*	2.8534	208	-	-	-	-	
6	16° 23'	35	2.7336*	2.7344	069	-	-	2.7276	220	
7	16° 42'	14	2.6823*	-	-	2.6813	042	-	-	
8	17° 36'	10	2.5493*	2.5498	239	2.5437	080	-	-	
9	18° 56'	15	2.3756*	2.3736	088	2.3725	170	-	-	
10	19° 07'	15	2.3539	2.3536	273	2.3593	081	-	-	
11	19° 33'	65	2.3039*	2.3055	324	2.3101	062	-	-	
12	20° 12'	55	2.2326*	2.2322	097	-	-	2.2271	222	
13	20° 48'	25	2.1709*	2.1720	098	-	-	-	-	
14	21° 09'	40	2.1366*	2.1360	345	2.1312	152	-	-	
15	21° 59'	8	2.0590*	-	-	2.0598	023	2.0619	321	
16	22° 42'	30	1.9977*	1.9979	294	-	-	-	-	
17	23° 41'	4	1.9196*	1.9108	373	1.9169	221	1.9287	400	
18	24° 11'	4	1.8821	1.8838	1109	1.8896	191	-	-	
19	26° 22'	10	1.7359*	1.7358	441	-	-	-	-	
20	26° 50'	10	1.7078*	1.7073	444	1.7101	0102	-	-	
21	27° 09'	10	1.6895*	1.6889	395	1.6917	261	-	-	
22	29° 03'	5	1.5875*	1.5865	3106	-	-	-	-	
23	32° 18'	7	1.4426*	1.4423	514	1.4419	193	-	-	
24	33° 42'	8	1.3895	1.3896	545	1.3847	154	-	-	
25	34° 22'	20	1.3656*	1.3658	555	1.3653	310	1.3638	440	
26	36° 45'	5	1.2884	1.2881	577	-	-	-	-	
27	38° 22'	8	1.2419*	1.2410	595	1.2414	224	-	-	
28	41° 00'	10	1.1750*	1.1758	651	1.1735	264	-	-	

На рисунке 2 приведены температурные зависимости параметров элементарных ячеек всех фаз для CuAgSe<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub>, существующих в интервале температур 293-673К. Видно, что параметры обеих орторомбических и кубических фаз в зависимости от температуры растут линейно. Как видно из рисунка 2, при превращении обеих орторомбических фаз в кубическую фазу, параметр  $a_c = f(T)$  не отклонялся от линейности. Отсюда следует, что кубическая фаза при превращении обеих орторомбических фаз играет роль затравки.

Из температурной зависимости параметров решетки рассчитаны коэффициенты теплового расширения ( $10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ): I - орторомбической фазы кристаллизующихся в структуре Cu<sub>2</sub>Te  $\alpha_{[100]} = -10.76$ ,

$\alpha_{[010]} = 7.10$ ,  $\alpha_{[001]} = 19.47$ ; II - орторомбической фазы кристаллизующихся в структуре CuAgSe  $\alpha_{[100]} = 10.65$ ,  $\alpha_{[010]} = 18.06$ ,  $\alpha_{[001]} = 45.63$  и кубической фазы  $\alpha = 22.36$ .

Коэффициенты теплового расширения обеих орторомбических фаз в отдельных кристаллографических направлениях очень велики и как правило, имеется сильная анизотропия. В орторомбической фазе, кристаллизующейся в структуре Cu<sub>2</sub>Te, коэффициент теплового расширения в направлении [100] отрицателен. Сильная анизотропия теплового расширения является одной из основных причин нестабильности структуры обеих орторомбических фаз.

Таблица 4. Расчет дифрактограммы Cu Ag Se<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub>, T<sub>эксп.</sub> = 373К

№№	$\theta$	I/I <sub>0</sub>	d <sub>эксп.</sub> , $\text{\AA}$	Cu <sub>2</sub> Te		CuAgSe		кубическая		Параметры кристаллической решетки, $\text{\AA}$
				d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	d <sub>расч.</sub> , $\text{\AA}$	hkl	
1	15° 40'	30	2.8551	2.8537	208	-	-	-	-	Cu <sub>2</sub> Te a = 7.3127 b = 22.3607 c = 36.5148
2	16° 21'	4	2.7385	2.7385	069	-	-	2.7325	220	
3	16° 38'	20	2.6926	2.6958	219	2.6880	042	-	-	
4	17° 34'	15	2.5543	2.5528	177	2.5549	080	-	-	
5	18° 15'	20	2.4622	2.4641	178	-	-	-	-	
6	18° 36'	20	2.4165	2.4161	302	-	-	-	-	
7	19° 30'	59	2.3095	2.3051	324	2.3168	062	-	-	
8	20° 10'	100	2.2358	2.2308	341	2.2277	171	2.2310	222	
9	21° 28'	32	2.1062	2.1077	353	-	-	-	-	
10	21° 54'	36	2.0668	2.0695	279	-	-	2.0656	321	
11	23° 39'	14	1.9220	-	-	1.9195	221	1.9322	400	
12	25° 58'	12	1.7604	1.7568	433	1.7604	260	-	-	
13	27° 07'	10	1.6913	1.6925	395	1.6829	192	-	-	
14	29° 00'	10	1.5901	1.5905	3106	1.5805	004	-	-	
15	31° 26'	9	1.4782	1.4838	486	1.4782	144	-	-	
16	31° 48'	4	1.4628	1.4594	510	1.4671	0103	-	-	
17	32° 16'	2	1.4439	1.4411	514	1.4493	2100	-	-	
18	33° 36'	20	1.3930	1.3901	545	1.3877	154	-	-	
19	34° 20'	5	1.3668	1.3662	555	1.3669	310	1.3662	440	
20	37° 12'	8	1.2751	1.2831	584	1.2751	283	-	-	
21	39° 03'	10	1.2237	1.2213	5810	1.2275	045	-	-	

Таблица 5. Расчет дифрактограммы  $\text{Cu Ag Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$ ,  $T_{\text{экс.}} = 473\text{K}$

$N_2N_2$	$\theta$	$I/I_0$	$d_{\text{экс.}}, \text{Å}$	$d_{\text{расч.}}, \text{Å}$	$hkl$	Параметры кристаллической решетки, Å
1	$16^\circ 19'$	38	2.7431	2.7431	220	$a = 7.7587$
2	$20^\circ 08'$	100	2.2397	2.2397	222	
3	$21^\circ 49'$	75	2.0739	2.0716	321	
4	$23^\circ 25'$	30	1.9398	1.9396	400	
5	$31^\circ 05'$	30	1.4931	1.4931	333	
6	$34^\circ 12'$	35	1.3714	1.3715	440	

В составах  $\text{Cu Ag Se}_{0.5}\text{S}_{0.5}$  и  $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$ , где заменены часть анионов Se анионами S и Te, при комнатной температуре однофазность не сохранялась. Кристаллы  $\text{Cu Ag Se}_{0.5}\text{S}_{0.5}$  при комнатной температуре двухфазные, одна фаза кристаллизуется в орторомбической структуре  $\text{CuAgSe}$ , другая в моноклинной структуре  $\text{Cu}_{1.96}\text{S}$ . Обе фазы одновременно при 540K превращаются в единую ГЦК фазу.

При комнатной температуре кристаллы  $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$  трехфазные. Одна фаза кристаллизуется в орторомбической структуре  $\text{Cu}_2\text{Te}$ , вторая - в орторомбической структуре  $\text{CuAgSe}$ , а третья - в их метастабильно существующей кубической фазе. При 444K обе орторомбические фазы превращаются в кубическую фазу алмазоподобной структуры.

В кристаллах указанных составов превращения обратимые и после кратных превращений они возвращаются в первоначальные состояния.

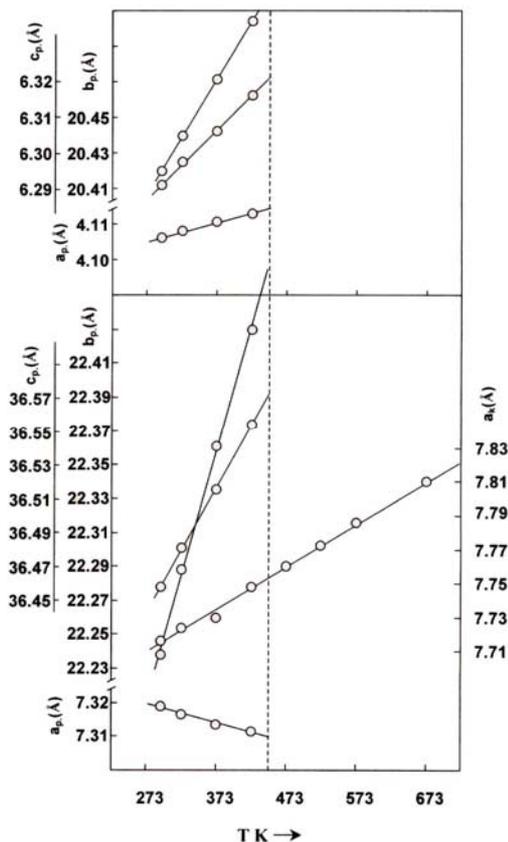


Рис.2. Температурные зависимости параметров решетки существующих фаз  $\text{CuAgSe}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$

- |   |  |
|---|--|
| [1]. 1.Earley J.W. // Amer.Miner.,1950,V.35,N5-6, p.345                 | [3]. 3.Байкулов Р.Б., Асадов Ю.Г.. // Изв.РАН, Неорганические материалы, 2005, N4, p.344 |
| [2]. 2.Frueh A.J., Czamanske, Knight Ch.. // Zs.Krist, 1957,V.108,p.389 | [4]. 4.Evans H.T. // Zs.Krist., 1970,Bd. 150, N1-4, p.299                                |