

## Über die eisenhaltigen Vertreter des Strukturtyps $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$ \*

M. Ellner und M. El-Boragy\*\*

Max-Planck-Institut für Metallforschung, Institut für Werkstoffwissenschaft, Seestr. 75,  
W-7000 Stuttgart 10 (FRG)

(Eingegangen am 12. November 1991)

### Abstract

By means of splat-cooling, new metastable phases  $\text{Fe}_5\text{SiP(m)}$ ,  $\text{Fe}_5\text{GeP(m)}$  and  $\text{Fe}_5\text{SiAs(m)}$  were prepared. These compounds are of the same type as  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  (*hP42*) which may be described as a stacking and filling variant of the  $\text{Ni}_2\text{In}$  structure. Powder diffraction data are reported for these new representatives. Structural relationships to  $\text{Ni}_2\text{In}$  and the reason for the metastability are discussed.

### Zusammenfassung

Mit Hilfe der "splat-cooling"-Technik wurden neue metastabile Phasen  $\text{Fe}_5\text{SiP(m)}$ ,  $\text{Fe}_5\text{GeP(m)}$  und  $\text{Fe}_5\text{SiAs(m)}$  hergestellt. Sie sind isotyp zu  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  (*hP42*), einer Stapellungs- und Auffüllungsvariante des  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typs. Es werden Pulveraufnahmedaten mitgeteilt. Strukturelle Beziehungen zum  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typ, sowie die Ursache für die Metastabilität dieser Phasen werden diskutiert.

### 1. Einleitung

Die Struktur von  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  kann als eine Stapellungs- und Auffüllungsvariante des  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typs angesehen werden [1]. Diese intermetallische Verbindung gehört zum komplexen Phasenbündel, das sich im Phasendiagramm Pd–Sb [2] zwischen  $\text{Pd}_{20}\text{Sb}_7$  ( $\text{Pd}_{20}\text{Sb}_7$ -Typ) [3] und  $\text{Pd}_5\text{Sb}_3$  (teilweise aufgefüllter  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typ) [4] erstreckt. Die Kristallchemie der palladiumhaltigen Phasen zeigt ähnliche Merkmale wie die der eisenhaltigen intermetallischen Verbindungen. In vorliegender Arbeit geht man der Frage nach, welche eisenhaltigen zu  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  isotypen Phasen existieren und, wie die Substitution des Palladiums durch Eisen die Stabilität der marginalen B-Elementen-Teilstruktur energetisch beeinflusst.

Das Phasendiagramm des Systems Fe–Si [5] weist im Bereich von  $x_{\text{Si}} = 0,25$ – $0,33$  die Phasen  $\text{Fe}_3\text{Si}$  ( $\text{Fe}_3\text{Si}$ -Typ) [6] und  $\text{Fe}_2\text{Si(h)}$  auf. Die Hochtemperaturphase  $\text{Fe}_2\text{Si(h)}$  besitzt eine defekte CsCl-Struktur [7]; anderen Angaben zu Folge sollte sie mit dem  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typ eng verwandt sein [8]. Im homologen System Fe–Ge [2] sind bei vergleichbaren Stöchiometrien folgende

\*Herrn Professor Konrad Schubert gewidmet.

\*\*Beurlaubt von Faculty of Engineering, Suez Canal University, Port Said, Egypt.

Phasen bekannt:  $\text{Fe}_3\text{Ge}(\text{h})$  ( $\text{Ni}_3\text{Sn}$ -Typ) [9],  $\text{Fe}_3\text{Ge}(\text{r})$  ( $\text{Cu}_3\text{Au}$ -Typ) [10] und  $\text{Fe}_2\text{Ge}$  ( $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typ) [11].

Die eisenreichen Phosphide  $\text{Fe}_3\text{P}$  ( $\text{Ni}_3\text{P}$ -Typ) [12] und  $\text{Fe}_2\text{P}$  ( $\text{Fe}_2\text{P}$ -Typ) [13] sind bis zur Schmelztemperatur stabil [14]. Das arsenreichste Arsenid im Phasendiagramm Fe–As [15] ist  $\text{Fe}_2\text{As}$  ( $\text{Cu}_2\text{Sb}$ -Typ) [16].  $\text{Fe}_{17}\text{As}_5$  ist eine Hochdruckphase; ihre Struktur ist rhomboedrisch,  $hR\bar{5}1$ ,  $R3$ ;  $a = 6,7855$ ;  $c = 16,301 \text{ \AA}$  [17]. Im System Fe–Si–P [18] ist bislang nur die ternäre Phase  $\text{FeSi}_4\text{P}_4$  [19] bekannt. Über die ternären Systeme Fe–Si–As und Fe–Ge–P liegen in der Literatur [20, 21] keine Angaben vor.

## 2. Experimentelle Methoden

Legierungen wurden aus Elementen folgender Reinheit hergestellt: Eisen 99,98% (Ventron), Silicium 99,9999% (Ventron), Germanium 99,999% (Ventron), Phosphor 99,9999% (Ventron) und Arsen 99,999% (Koch–Light). Die Elemente wurden in den zunächst evakuierten und dann mit Argon (Messer–Griesheim; Reinheit 99,999%) gefüllten und abgeschlossenen Silicaampulen (40 kPa) im Tiegelofen allmählich aufgeschmolzen und anschliessend homogenisiert. Das Gewicht der Legierungen wurde nach der Homogenisierung kontrolliert. Zur Feststellung der Phasengleichgewichte wurden Guinieraufnahmen mit  $\text{Fe } K\alpha_1$  und  $\text{Co } K\alpha_1$  Strahlung angefertigt. Ein Teil der Legierung wurde gemörsert und bei der für die Homogenisierung benutzten Temperatur unter Argon in Silicaampulen entspannt und in Wasser abgeschreckt. Die Herstellung von schnell aus der Schmelze abgeschreckten Legierungen erfolgte mit Hilfe der *splat-cooling*-Technik in einem evakuierbaren und mit Argon gefüllten (80 kPa) Stosswellenrohr [22]. Zur Ermittlung der Gitterparameter wurden Guinieraufnahmen (Enraf–Nonius FR 552) unter Verwendung von  $\text{Co } K\alpha_1$  Strahlung durchgeführt. Die Lage der Beugungslinien wurde mit einem Abbe-Komparator (Optik Zeiss–Jena) gemessen. Zur Verfeinerung der Gitterparameter nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate wurden alle beobachteten Reflexe verwendet. Die Berechnung von Pulverintensitäten erfolgte mit Hilfe des Programms LAZY–PULVERIX [23].

## 3. Messergebnisse

### 3.1. $\text{Fe}_5\text{SiP}(m)$

Guinieraufnahmen von Legierungen  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{20}\text{P}_9$ ,  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{14,5}\text{P}_{14,5}$  und  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_9\text{P}_{20}$  (Regulus 1d 600 °C; Pulver 1d 600 °C) gaben keinen Anhaltspunkt zur Existenz einer zu  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  isotypen Phase. Dagegen zeigten "splat-cooling"-Proben dieser Legierungen die Struktur von  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$ . Diese Beobachtung spricht für die Metastabilität der neuen Phase. Da in den phosphorreichereren "splat-cooling"-Proben – im Vergleich zu den siliciumreicheren Proben – die schwachen Beugungslinien nicht sichtbar waren, wird diese Phase mit

der Summenformel  $\text{Fe}_5\text{SiP}(m)$  ( $m$ , metastabil) bezeichnet. Zur Vermessung der Gitterparameter wurde eine mit Silicium geeichte Guinieraufnahme (Co  $K\alpha_1$  Strahlung) von  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{20}\text{P}_9$  ("splat-cooling") verwendet. Die mit Hilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate berechneten Gitterparameter von  $\text{Fe}_5\text{SiP}(m)$  sind:  $a = 6,766(1) \text{ \AA}$  und  $c = 12,456(2) \text{ \AA}$ . Die Pulveraufnahmedaten für diese metastabile Phase sind in Tabelle 1 angeführt. Für die Berechnung von Pulverintensitäten wurden die Kristallstrukturdaten des Strukturtyps  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  [1] verwendet: Raumgruppe  $P6_3cm$ ;  $2\text{Pd}(a)$  0,0,951;  $4\text{Pd}(b)$   $1/3, 2/3, 0,93$ ;  $4 \times 6\text{Pd}(c)$  259,0,115; 630,0,212; 306,0,320; 624,0,425;  $0,5 \times 2\text{Si}(a)$  0,0,235;  $0,5 \times 4\text{Si}(b)$   $1/3, 2/3, 288$ ;  $0,5 \times 6\text{Si}(c)$  661,0,018;  $0,5 \times 2\text{P}(a)$  0,0,235;  $0,5 \times 4\text{P}(b)$   $1/3, 2/3, 288$ ;  $0,5 \times 6\text{P}(c)$  661,0,018.

### 3.2. $\text{Fe}_5\text{GeP}(m)$

In den Guinieraufnahmen von Legierungen der Zusammensetzung  $\text{Fe}_{72}\text{Ge}_{28-x}\text{P}_x$ ,  $\text{Fe}_{71}\text{Ge}_{29-x}\text{P}_x$  und  $\text{Fe}_{70}\text{Ge}_{30-x}\text{P}_x$  (Regulus 1d 600 °C; Pulver 1d 600 °C) war keine Phase vom  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$ -Typ vorhanden. "Splat-cooling"-Proben  $\text{Fe}_{71,5}\text{Ge}_{15}\text{P}_{13,5}$ ,  $\text{Fe}_{71,5}\text{Ge}_{14,5}\text{P}_{14}$  und  $\text{Fe}_{71,5}\text{Ge}_{13,5}\text{P}_{15}$  wiesen die metastabile Phase  $\text{Fe}_5\text{GeP}(m)$  auf. Für die Berechnung von Gitterparametern wurde die mit Silicium geeichte Guinieraufnahme (Co  $K\alpha_1$  Strahlung) der Probe  $\text{Fe}_{71,5}\text{Ge}_{14,5}\text{P}_{14}$  ("splat-cooling") verwendet; die Gitterparameter sind:  $a = 6,811(1) \text{ \AA}$  und  $c = 12,644(2) \text{ \AA}$ . Die Pulveraufnahmedaten von  $\text{Pd}_5\text{GeP}(m)$  zeigt Tabelle 2.

### 3.3. $\text{Fe}_5\text{SiAs}(m)$

Auch die letzte in vorliegender Untersuchung gefundene Phase –  $\text{Fe}_5\text{SiAs}(m)$  – war nur in den "splat-cooling"-Proben vorhanden. Während die wärmebehandelten Proben der Stöchiometrie  $\text{Fe}_5\text{SiAs}$  (Regulus 1d 600 °C; Pulver 1d 600 °C) die Phasengleichgewichte von  $\text{Fe}_3\text{Si}$  und  $\text{Fe}_2\text{As}$  ( $\text{Cu}_2\text{Sb}$ -Typ) zeigten, war diese metastabile Phase in Koexistenz mit einer anderen Phase bereits in den eisenreicheren "splat-cooling"-Proben  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{12}\text{As}_{15}$  und  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{10}\text{As}_{17}$  anwesend. Weitere "splat-cooling"-Proben  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{13}\text{As}_{16}$ ,  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{12}\text{As}_{17}$  und  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_9\text{As}_{20}$  enthielten das  $\text{Fe}_5\text{SiAs}(m)$  fast einphasig. Für die Ermittlung von Gitterparametern wurde die mit Silicium geeichte Guinieraufnahme (Co  $K\alpha$  Strahlung) der "splat-cooling"-Probe  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{11}\text{As}_{18}$  benutzt. Sie lieferte folgende Messdaten:  $a = 6,877(1) \text{ \AA}$  und  $c = 12,596(2) \text{ \AA}$ . Die Pulveraufnahmedaten von  $\text{Fe}_5\text{SiAs}(m)$  weist Tabelle 3 auf.

## 4. Diskussion

Der Strukturtyp  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$  ist zu  $\text{Ni}_2\text{In}$  homöotyp. Die Verwandtschaft der beiden Strukturtypen spiegelt sich desgleichen in der Kommensurabilität ihrer Elementarzellen wieder. Der metrische Zusammenhang der Elementarzelle des  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$ -Typs ( $H$ ) und der Elementarzelle des  $\text{Ni}_2\text{In}$ -Typs ( $h$ ) ist:  $(a,b,c)_H = (2, -1, 0; 1, 1, 0; 0, 0, 5/2)(a,b,c)_h$ ; d.h.  $a_H = 2a_h + b_h$ . Dies ist aus dem

TABELLE 1  
Pulveraufnahme von  $\text{Fe}_6\text{SiP(m)}$ <sup>a</sup>

<i>hkl</i>	$d_c$ (Å)	$d_0$ (Å)	$I_0^b$	$I_c^c$
002	6,2280	—	nbt	4
010	5,8595	—	nbt	1
012	4,2676	—	nbt	2
110	3,3830	3,3826	sss	6
111	3,2647	—	nbt	2
004	3,1140	—	nbt	1
112	2,9727	2,9713	sss	6
020	2,9298	—	nbt	1
014	2,7498	2,7484	sss	3
022	2,6511	2,6505	ms	10
113	2,6227	2,6230	s	8
114	2,2911	2,2902	sss	4
120	2,2147	2,2148	sss	1
121	2,1805	2,1799	st	25
024	2,1338	2,1337	st	30
122	2,0867	2,0860	ss	7
006	2,0760	—	nbt	4
115	2,0060	2,0062	sst	100
016	1,9568	—	nbt	1
123	1,9541	1,9535	sst	6
030	1,9532	1,9535	sst	91
032	1,8637	—	nbt	1
124	1,8048	1,8048	m	15
116	1,7694	1,7693	s	7
026	1,6939	1,6942	sss	2
220	1,6915	—	nbt	1
221	1,6761	1,6765	sss	1
125	1,6552	—	nbt	1
034	1,6546	—	nbt	1
222	1,6324	—	nbt	1
130	1,6251	—	nbt	1
131	1,6115	1,6112	ss	6
117	1,5749	—	nbt	1
132	1,5725	—	nbt	1
223	1,5665	1,5662	sss	3
008	1,5570	1,5556	sss	2
126	1,5146	—	nbt	1
133	1,5133	—	nbt	1
018	1,5048	—	nbt	1
224	1,4864	—	nbt	1
040	1,4649	—	nbt	1
134	1,4407	—	nbt	1
042	1,4260	—	nbt	1
036	1,4225	1,4225	sss	3
118	1,4144	—	nbt	1
225	1,3994	1,3995	s	18

<sup>a</sup>Struktur:  $\text{Fe}_{71}\text{Si}_{20}\text{P}_9$ ;  $\text{Pd}_5\text{Sb}_2$ -Typ; Raumgruppe  $P6_3cm$ ;  $a = 6,766(1)$  Å;  $c = 12,456(2)$  Å.

<sup>b</sup>nbt, nicht beobachtet.

<sup>c</sup> $I_c = 100 \times I_{hkl} / I_{115}$ .

TABELLE 2  
Pulveraufnahme von Fe<sub>5</sub>GeP(m)<sup>a</sup>

<i>hkl</i>	<i>d<sub>c</sub></i> (Å)	<i>d<sub>0</sub></i> (Å)	<i>I<sub>0</sub></i> <sup>b</sup>	<i>I<sub>c</sub></i> <sup>c</sup>
002	6,3220	—	nbt	3
010	5,8985	—	nbt	1
012	4,3128	—	nbt	1
110	3,4055	—	nbt	2
111	3,2883	3,2887	sss	1
004	3,1610	—	nbt	1
112	2,9982	2,9993	ss	4
020	2,9493	—	nbt	<1
014	2,7861	2,7874	ss	5
022	2,6727	2,6740	s	6
113	2,6489	—	nbt	2
114	2,3168	2,3168	ss	4
120	2,2294	—	nbt	1
121	2,1956	2,1955	st	21
024	2,1564	2,1561	st	30
006	2,1073	—	nbt	3
122	2,1025	2,1020	s	4
115	2,0303	2,0303	sst	100
016	1,9845	1,9845	sss	1
123	1,9707	1,9665	sst	5
030	1,9662	1,9665	sst	99
032	1,8775	—	nbt	<1
124	1,8219	1,8218	m	16
116	1,7920	1,7915	s	11
026	1,7146	1,7148	ss	3
220	1,7028	1,7018	sss	1
221	1,6875	1,6878	ss	2
125	1,6723	—	nbt	<1
034	1,6695	1,6698	ss	3
222	1,6442	—	nbt	1
130	1,6359	—	nbt	<1
131	1,6224	1,6224	ss	5
117	1,5957	1,5957	sss	1
132	1,5838	—	nbt	<1
008	1,5805	—	nbt	1
223	1,5788	—	nbt	1
126	1,5315	—	nbt	2
018	1,5266	1,5266	sss	1
133	1,5251	—	nbt	<1
224	1,4991	—	nbt	1
040	1,4746	—	nbt	1
134	1,4529	—	nbt	<1
036	1,4376	1,4378	ss	2
042	1,4361	—	nbt	<1
118	1,4336	—	nbt	<1
225	1,4124	1,4122	s	19

<sup>a</sup>Struktur: Fe<sub>71,5</sub>Ge<sub>14,5</sub>P<sub>14</sub>; Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub>-Typ; Raumgruppe *P6<sub>3</sub>cm*; *a* = 6,811(1) Å; *c* = 12,644(2) Å.

<sup>b</sup>nbt, nicht beobachtet.

<sup>c</sup>*I<sub>c</sub>* = 100 × *I<sub>hkl</sub>*/*I<sub>115</sub>*.

TABELLE 3

Pulveraufnahme von Fe<sub>5</sub>SiAs(m)<sup>a</sup>

<i>hkl</i>	<i>d<sub>c</sub></i> (Å)	<i>d<sub>0</sub></i> (Å)	<i>I<sub>0</sub><sup>b</sup></i>	<i>I<sub>c</sub><sup>c</sup></i>
002	6,2980	6,3125	s	3
010	5,9557	—	nbt	1
012	4,3273	4,3302	sss	1
110	3,4385	3,4351	sss	2
111	3,3171	3,3174	s	1
004	3,1490	—	nbt	1
112	3,0180	3,0185	m	4
020	2,9778	—	nbt	<1
014	2,7838	2,7855	m	4
022	2,6921	2,6928	m	6
113	2,6603	—	nbt	1
114	2,3223	2,3222	m	4
120	2,2510	2,2507	ss	1
121	2,2159	2,2164	st	21
024	2,1636	2,1634	st	29
122	2,1197	2,1199	m	4
006	2,0993	2,0998	s	3
115	2,0322	2,0318	sst	97
030	1,9852	1,9851	sst	100
123	1,9839	1,9851	sst	5
016	1,9799	—	nbt	<1
032	1,8934	—	nbt	<1
124	1,8313	1,8310	m	16
116	1,7918	1,7917	m	11
220	1,7193	—	nbt	<1
026	1,7158	1,7156	s	3
221	1,7035	1,7038	s	2
034	1,6794	1,6794	ms	3
125	1,6785	1,6794	ms	1
222	1,6586	1,6583	ss	1
130	1,6518	—	nbt	<1
131	1,6378	1,6374	m	5
132	1,5978	—	nbt	<1
117	1,5943	1,5935	s	1
223	1,5910	1,5935	s	1
008	1,5745	—	nbt	1
133	1,5371	—	nbt	<1
126	1,5353	1,5351	ss	2
018	1,5222	1,5222	ss	1
224	1,5090	1,5091	ss	1
040	1,4889	—	nbt	1
134	1,4628	—	nbt	<1
042	1,4490	1,4492	ss	<1
036	1,4424	1,4424	ss	2
118	1,4316	—	nbt	<1
225	1,4201	1,4198	mst	19
127	1,4055	1,4040	sss	1
028	1,3919	—	nbt	<1
135	1,3813	—	nbt	2
230	1,3663	—	nbt	<1
231	1,3584	1,3573	ms	4

<sup>a</sup>Struktur: Fe<sub>71</sub>Si<sub>11</sub>As<sub>18</sub>; Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub>-Typ; Raumgruppe *P6<sub>3</sub>cm*; *a* = 6,877(1) Å; *c* = 12,596(2) Å.<sup>b</sup>nbt, nicht beobachtet.<sup>c</sup>*I<sub>c</sub>* = 100 × *I<sub>hkl</sub>*/*I<sub>030</sub>*.

TABELLE 4

Achsenverhältnisse  $c/a$ 

	$a$ (Å)	$c$ (Å)	$V$ (Å <sup>3</sup> )	$c/a$
Pd <sub>5</sub> Sb <sub>2</sub>	7,606	13,863	694,55	1,823
Fe <sub>5</sub> SiP(m)	6,766(1)	12,456(2)	493,83	1,841
Fe <sub>5</sub> GeP(m)	6,811(1)	12,644(2)	507,97	1,856
Fe <sub>5</sub> SiAs(m)	6,877(1)	12,596(2)	515,90	1,832

Vergleich der Gitterparameter vorliegender Phasen vom Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub>-Typ und der teilweise aufgefüllten [24] und zum Ni<sub>2</sub>In isotypen Phase Fe<sub>2</sub>Ge ( $hP5$ ;  $a = 4,028 \dots 3,992$  Å;  $c = 5,023 \dots 4,993$  Å [25, 26]) ersichtlich.

Im Strukturtyp Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub> ist die Anzahl der zur Ebene (110) parallelen Atomschichten gleich zehn. Die Träger der energetisch wichtigen Valenzelektronen sind die Antimonatome; sie sind näherungsweise in vier Schichten mit  $z = 0,018$ ;  $0,235$  bzw.  $0,288$ ;  $0,518$  und  $0,735$  bzw.  $0,788$  untergebracht. Im Vergleich zum Strukturtyp Ni<sub>2</sub>In, der durch vier Atomschichten gebildet wird, weist Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub> zwei zusätzliche Palladium Atomschichten auf. Bezüglich dieser Gegebenheit kann man diesen Strukturtyp als eine Stapellungs- und Auffüllungsvariante des Ni<sub>2</sub>In charakterisieren.

Im Vergleich zu Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub> [1] weisen die Achsenverhältnisse  $c/a$  der vorliegenden eisenhaltigen metastabilen Phasen höhere  $c/a$ -Werte auf (s. Tabelle 4).

Die Vertreter des Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub>-Typs sind intermetallische Verbindungen mit fester Stöchiometrie. Die Feststellung, dass die eisenhaltigen Vertreter durch Mischung von B<sup>14</sup>- (Si,Ge) und B<sup>15</sup>-Elementen (P,As) gebildet werden, während Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub> in der B-Teilstruktur allein Antimon als ein Element der Gruppe B<sup>15</sup> aufweist, führt zur Annahme, dass die formal niedrigere Valenzelektronenkonzentration der eisenhaltigen Phasen durch einen 3d-Elektronenbeitrag des Eisens kompensiert wird. Da der Ionisierungsvorgang bei höheren Temperaturen bzw. durch eine Unterkühlung der Schmelze – wie dies bei der "splat-cooling"-Technik geschieht – begünstigt wird, ist es nicht überraschend, dass die eisenhaltigen Vertreter des Strukturtyps Pd<sub>5</sub>Sb<sub>2</sub> nur als metastabile Phasen [27] existent sind.

## Literatur

- 1 M. El-Boragy, S. Bhan und K. Schubert, *J. Less-Common Met.*, 22 (1970) 445.
- 2 T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian und L. Kacprzak (eds.), *Binary Alloy Phase Diagrams*, 2nd edn., American Society for Metals, Metals Park, OH, 1990.
- 3 W. Wopersnow und K. Schubert, *J. Less-Common Met.*, 51 (1977) 35.
- 4 K. Schubert, K. Anderko, M. Kluge, H. Beskow, M. Ilchner, E. Dörre und P. Esslinger, *Naturwissenschaften*, 40 (1953) 269.
- 5 O. Kubaschewski, *Iron Binary Phase Diagrams*, Springer, Berlin, 1982.

- 6 M. C. M. Farquhar, C. M. Lipson und A. R. Weil, *J. Iron Steel Inst., London*, 152 (1945) 457.
- 7 K. Khalaff und K. Schubert, *J. Less-Common Met.*, 35 (1974) 341.
- 8 H. Kudielka, *Z. Kristallogr.*, 145 (1977) 177.
- 9 A. K. Stolc und P. V. Geld, *Fiz. Met. Metalloved.*, 13 (1962) 159.
- 10 K. Kanematsu und T. Ohoyama, *J. Phys. Soc. Jpn.*, 20 (1965) 236.
- 11 L. Castelliz, *Monatsh. Chem.*, 84 (1953) 765.
- 12 H. Nowotny, *Naturwissenschaften*, 26 (1938) 631.
- 13 H. Nowotny und E. Henglein, *Monatsh. Chem.*, 79 (1949) 385.
- 14 H. Okamoto, *Bull. Alloy Phase Diagrams*, 11 (1990) 404.
- 15 H. Okamoto, *J. Phase Equilibria*, 12 (1991) 457.
- 16 R. D. Heyding and L. D. Calvert, *Can. J. Chem.*, 35 (1957) 449.
- 17 S. Maaref, R. Madar, P. Chaudouet, R. Fruchart, J. P. Senateur, M. T. Averbuch-Pouchot, M. Backmann, A. Durif und P. Wolfers, *Mater. Res. Bull.*, 18 (1983) 473.
- 18 V. Raghvan, *Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys, Part 3 – Ternary Systems Containing Iron and Phosphorus*, Indian Institute of Metals, Calcutta, 1988.
- 19 R. Vogel und B. Giessen, *Arch. Eisenhüttenwes.*, 30 (1959) 619.
- 20 N. I. Ganina, A. M. Zacharov, V. G. Olenitscheva und L. A. Petrova, *Diagrammy Sostojanija Metallitscheskich Sistem*, Band XXXIV, VINITI, Moskva, 1990.
- 21 P. Villars und L. D. Calvert, *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985.
- 22 G. Bucher, M. Ellner, F. Sommer und B. Predel, *Monatsh. Chem.*, 117 (1980) 1367.
- 23 K. Yvon, W. Jeitschko und E. Parthé, *J. Appl. Crystallogr.*, 20 (1977) 73.
- 24 M. Ellner, *J. Less-Common Met.*, 48 (1976) 21.
- 25 A. K. Stolc, P. V. Geld und V. L. Zagrijazhskij, *Fiz. Met. Metalloved.*, 16 (1963) 130.
- 26 A. K. Stolc, P. V. Geld und V. L. Zagrijazhskij, *Zh. Neorg. Khim.*, 9 (1964) 140.
- 27 M. Ellner, *Z. Metallkd.*, 76 (1985) 372.