

# Die Kristallstruktur von $\text{HfBe}_2$ , $\text{HfBe}_{13}$ und $\text{HfBeSi}$ ; Teilsysteme: $\text{MeBe}_2$ — $\text{MeB}_2$ — $\text{MeSi}_2$ ( $\text{Me} = \text{Zr, Hf}$ )

Von

E. Rudy, F. Benesovsky, H. Nowotny und L. E. Toth

Aus der Metallwerk Plansee A. G., Reutte/Tirol und dem Institut  
für Physikalische Chemie der Universität Wien

Mit 2 Abbildungen

(Eingegangen am 14. April 1961)

Legierungen im Zweistoff Hf—Be sowie auf den Schnitten:  $\text{HfBe}_2$ — $\text{HfSi}_2$ ,  $\text{ZrBe}_2$ — $\text{ZrSi}_2$ ,  $\text{ZrBe}_2$ — $\text{ZrB}_2$ ,  $\text{HfBe}_2$ — $\text{HfB}_2$ ,  $\text{ZrSi}_2$ — $\text{ZrB}_2$  und  $\text{HfSi}_2$ — $\text{HfB}_2$  wurden an Hand druckgesinterter Proben röntgenographisch untersucht.  $\text{HfBe}_2$  kristallisiert im  $\text{AlB}_2$ -Typ mit:  $a = 3,788$ ,  $c = 3,168$  Å,  $\text{HfBe}_{13}$  ist mit  $\text{NaZn}_{13}$  isotyp:  $a = 10,010$  Å. Auf dem Schnitt  $\text{HfBe}_2$ — $\text{HfSi}_2$  liegt eine ternäre Phase  $\text{HfBeSi}$ , die mit  $\text{HfSi}_2$  bzw.  $\text{HfSi}$  und  $\text{HfBe}_2$  im Gleichgewicht steht.  $\text{HfSiBe}$  besitzt eine aufgefällte  $\text{NiAs}$ -Struktur mit:  $a = 3,693$  und  $c = 7,135$  Å.  $\text{HfBe}_2$  vermag kein Silicium bzw.  $\text{HfSi}_2$  zu lösen. Die Kristallarten  $\text{ZrSiBe}$ ,  $\text{ZrBe}_2$  und  $\text{ZrBe}_{13}$  ( $a = 10,044$  Å) werden bestätigt.  $\text{ZrSiBe}$  tritt in einem homogenen Bereich auf:  $a = 3,722$ ,  $c = 7,232$  Å an der siliciumreichen und  $a = 3,718$ ,  $c = 7,217$  Å an der berylliumreichen Homogenitätsgrenze.  $\text{ZrB}_2$  und  $\text{HfB}_2$  nehmen bei  $1400^\circ$  rd. 12 bzw. 15 Mol% der entsprechenden Diberyllide auf, während umgekehrt diese kein Diborid lösen. In dem Schnitt:  $\text{MeSi}_2$ — $\text{MeB}_2$  ( $\text{Me} = \text{Hf, Zr}$ ) lassen sich keine Phasen vom Typ  $\text{MeSiB}$  nachweisen.

Über zahlreiche Hafnium-haltige Phasen wurde in letzter Zeit berichtet<sup>1</sup>. Insbesondere ließ es die Isotopie von  $\text{ZrBe}_2$  mit Diboriden der hochschmelzenden Übergangsmetalle angebracht erscheinen, auch die Beryllide von Hafnium zu untersuchen und die Wechselwirkung von Hafnium (Zirkonium) mit den Nachbar-elementen Beryllium, Bor und Silicium röntgenographisch aufzuklären.

<sup>1</sup> Vgl. H. Nowotny, F. Benesovsky und H. Braun, Radex-Rdsch. **6**, 367 (1960); H. Boller, H. Nowotny und A. Wittmann, Mh. Chem. **91**, 1174 (1960).

Im System Hafnium—Beryllium fehlen bisher Angaben, doch kann in Analogie zum System Zirkonium—Beryllium, in welchem die Verbindungen ZrBe<sub>2</sub> (C 32-Typ)<sup>2</sup> und ZrBe<sub>13</sub> (NaZn<sub>13</sub>-Typ)<sup>3</sup> existieren, auf entsprechend isotype Phasen geschlossen werden. Ebenso kann man eine zu ZrBeSi<sup>2</sup> isotype Verbindung HfBeSi erwarten.

### Herstellung der Proben

Als Ausgangsmaterialien dienten Pulver von Hafniumhydrid mit 2,2% Zr; 0,18% O (Wah Chang Corp., Albany, Oregon); Zirkoniumhydrid mit 0,4% O (Metals Hydride Corp.); Beryllium mit 0,6% BeO sowie 0,028% N,  $a = 2,286$ ,  $c = 3,584$  Å (Metropolitan Vickers, Manchester); Bor 96proz., Rest Sauerstoff bzw. Kohlenstoff (Norton Comp., Worcester) und Silicium 99,8% Si (Péchiney, Usine St. Jean de Maurienne). Alle Legierungen wurden aus Mischungen der Komponenten durch Heißpressen hergestellt. Zwecks Homogenisierung wurden die von der Graphithaut befreiten Proben unter Argon bzw. im Vakuum nach einem Behandlungsschema gemäß Tab. 1 gegläht.

Tabelle 1. Glühbehandlung der Legierungen

System	Glühtemp. °C	Glühdauer stdn.	Atmosphäre	Bemerkungen
Hf—Be . . . . .	1500	4 ½	Argon	Hf-reiche Legierungen geschmolzen
Hf—Si—Be } Zr—Si—Be }	1200	3	Argon	—
Hf—Si—B } Zr—Si—B }	1400	1 ½	Vakuum 10 <sup>-3</sup> Torr	—
Zr—B—Be } Hf—B—Be }	1550	4	Argon	Be-reiche Legierungen geschmolzen

Die röntgenographische Untersuchung von rund 35 Legierungen erfolgte an Pulverproben mit Cu-K $\alpha$ -Strahlung.

### Ergebnisse

#### System: Hafnium—Beryllium

In einer Legierungsreihe mit steigenden Gehalten an Beryllium tritt als erste intermediäre Verbindung die Diberyllidphase auf. Die übrigen Legierungen im Bereich bis zu 66,6 At% Be waren stets zweiphasig und enthielten neben Hafnium noch HfBe<sub>2</sub>.

<sup>2</sup> J. W. Nielsen und N. C. Baenziger, Acta Cryst. 7, 132 (1954).

<sup>3</sup> N. C. Baenziger und R. E. Rundle, Acta Cryst. 2, 258 (1949).

Eine Auswertung des Pulverdiagramms dieser Kristallart ist aus Tab. 2 ersichtlich. Daraus folgt Isotypie mit  $ZrBe_2$  bzw. mit den Diboriden der 4a-, 5a- und 6a-Metalle. Als Gitterparameter für  $HfBe_2$  findet man:

Tabelle 2. Auswertung einer Pulveraufnahme einer Hf-Be-Legierung mit 68 At% Be. Cu-K $\alpha$ -Strahlung

(hkl)	$10^3 \cdot \sin^2 \theta$ berechnet	$10^3 \cdot \sin^2 \theta$ beobachtet	Intensität geschätzt	Intensität berechnet*
100	55,1	55,2	10	100
001	59,1	59,3	3	31
101	114,2	114,5	10	75
110	165,4	165,8	3	22
200	220,5	221,0	2	14
111	224,5	225,1	3	26
002	236,4	236,9	1	4
201	279,6	279,9	2—3	19
102	291,5	292,3	2—3	17
210	385,8	386,1	2	11
112	401,8	402,4	2	11
211	444,9	445,5	3	18
202	456,9	457,2	2	9
300	496,0	496,8	1	4,2
003	531,9	532,4	0—1	1,2
301	555,1	555,4	1—2	7,5
103	587,0	587,4	1—2	7,5
212	622,2	622,6	3	15
220	661,4	662,0	1	3,7
113	697,3	697,7	1	3,7
310	716,5	716,4	1	3,7
221	720,5	721,0	1	3,7
302	732,4	732,6	1—2	3,7
203	752,4	752,7	2	7,3
311	775,6	775,8	3	15
400	881,9	882,0	1—2	5
222	897,8	897,9	3	11
213	917,7	917,9	5	25
401	941,0	941,0	3	15
004	945,6	946,0	1	2,6
312	952,9	952,8	7	32

\* Ohne Einfluß von Be.

$a = 3,788 \text{ \AA}$ ;  $c = 3,168 \text{ \AA}$ . Die Phase dürfte nur einen schmalen homogenen Bereich besitzen, da auch in zweiphasigen Legierungen stets dieselben Gitterparameter gemessen werden.

Der Bereich zwischen rund 70 und 90 At% Be wurde nicht untersucht, doch konnte in Legierungen mit Be-Gehalten  $> 90 \text{ At\%}$  eine weitere

Kristallart nachgewiesen werden. Die Auswertung einer Legierung gemäß Ansatz 96 At% Be ist in Tab. 3 wiedergegeben. Das Röntgenogramm

Tabelle 3. Auswertung der Pulveraufnahme\* einer Hf-Be-Legierung mit 96 At% Be. Vorhandene Phasen: HfBe<sub>13</sub> + wenig Be. Cu-K $\alpha$ -Strahlung

( <i>hkl</i> )	10 <sup>3</sup> · sin <sup>2</sup> $\theta$ berechnet	10 <sup>3</sup> · sin <sup>2</sup> $\theta$ beobachtet	Intensität geschätzt
(200)	23,7	23,0	10
(220)	47,4	46,8	10
(222)	71,0	70,3	8
(400)	94,7	94,3	6
(420)	118,4	117,4	10
(422)	142,1	141,2	10
(440)	189,5	189,2	4
(600) (442)	213,2	213,2	6
(620)	236,8	236,5	6
(622)	260,5	260,2	5
(444)	284,2	284,3	3
(640)	307,9	307,5	5
(642)	331,6	331,5	6
(800)	378,9	378,4	2
(820) (644)	402,6	402,9	5
(822) (660)	426,3	426,4	4
(662)	450,0	450,5	3
(840)	473,7	474,0	3
(842)	497,4	497,6	5
(664)	521,1	521,5	2—3
(844)	568,4	568,6	3
(1000) (860)	592,1	592,3	2
(1020)	615,8	615,9	6
(1022)	639,5	639,7	3
(1040) (864)	686,8	686,7	4—5
(1042)	710,5	710,2	4
(880)	757,9	757,7	1
(1044)	781,6	780,6	4
(1060)	805,3	804,7	4—5
(1062)	829,0	828,4	3—4
(1200)	852,6	851,6	3
(1220)	876,3	875,9	2—3
(1222)	900,0	899,6	6
(1240)	947,4	947,4	2—3
(1242)	971,1	971,2	8

\* Die durchweg schwachen Reflexe mit ungeraden *hkl* sind fortgelassen.

dieser Phase läßt sich kubisch flächenzentriert mit einem Gitterparameter:  $a = 10,010 \text{ \AA}$  indizieren. Es besteht offensichtlich Isotypie zu ZrBe<sub>13</sub> bzw. NaZn<sub>13</sub>; die Be-reiche Phase besitzt demnach die Formel HfBe<sub>13</sub>. Der homogene Bereich dürfte klein sein.

Tabelle 4. Auswertung der Pulveraufnahme einer Legierung  
 Hf—Si—Be (33/34/33) Cu-K $\alpha$ -Strahlung

(hkl)	$10^3 \cdot \sin^2 \Phi$ berechnet	$10^3 \cdot \sin^2 \Phi$ beobachtet	Intensität beobachtet	Intensität berechnet
0002	46,6	45,9	2	253
1010	58,0	57,5	6	732
1011	69,7	—	—	16,5
1012	104,6	104,4	10	1000
1013	162,9	—	—	5
1120	174,0	174,2	3—4	264,5
0004	186,5	186,4	1—2	79,5
1122	220,6	220,8	3	181
2020	232,0	231,9	2—3	98,7
2021	243,7	244,6	3+	2,6
1014	244,5			178
2022	278,6	279,1	3+	212
2023	336,9	—	—	1,5
1015	349,3	—	—	1,5
1124	360,5	360,8	3	165
2130	406,0	406,8	2+	64,4
2131	417,7	419,0	2+	2,0
2024	418,5			76,6
0006	419,5			10,2
2132	452,6	453,3	4	200
1016	477,5	477,7	2—3	94,1
2133	510,9	—	—	1,6
3030	522,0	522,2	1—2	49,7
2025	523,0			0
3032	568,6			569,1
2134	592,5	592,8	4	46,7
1126	593,5			109
1017	629,0	—	—	0,6
2026	651,5	651,4	2—3	76,3
2246	696,1	696,4	2	44,8
2135	697,3			1,1
2241	707,8	708,5	2+	0
3034	708,5			91,2
2242	742,7			46,4
0008	745,9	743,5	2—	15,8
3140	754,1	754,1	2—	57,8
3141	765,8	—	—	1,2
3142	800,7	800,6	5	181
2027	803,0	—	—	0,6
1018	803,9	804,1	1—2	63,8
2136	825,5	825,4	5	134
3143	859,0	—	—	1,5
2244	882,6	882,6	4	134
1128	919,9	919,7	4	164
4040	928,1	928,2	1+	54,7
4041	939,8	—	—	1,1
3144	940,6	940,7	6	236
3036	941,5			98,6
4042	974,7	974,4	5	255

Die Intensitäten wurden nicht gerechnet, sondern lediglich mit jenen von  $\text{ZrBe}_{13}$  verglichen; die Übereinstimmung ist gut. Allerdings sind die nur von den Berylliumatomen herrührenden Linien mit ungeraden ( $hkl$ ), insbesondere auch der relativ stärkste Reflex (531), bei  $\text{HfBe}_{13}$  nicht mehr beobachtbar. Dies hängt mit dem vergleichsweise höherem Streuvermögen von Hafnium gegenüber Beryllium zusammen.

*System: Hafnium—Beryllium—Silicium*

Der Schnitt:  $\text{HfSi}_2$ — $\text{HfBe}_2$  wurde an sechs Legierungen untersucht. Bei der Zusammensetzung  $\text{HfBeSi}$  tritt die zu  $\text{ZrBeSi}$  analoge Phase auf, deren Röntgenogramm in Tab. 4 ausgewertet ist.  $\text{HfBeSi}$  kristallisiert in einer aufgefüllten  $\text{NiAs}$ -Struktur ( $B 8_2$ ); als Gitterparameter wurden:  $a = 3,693$ ,  $c = 7,135 \text{ \AA}$  gemessen. Demnach ist diese ternäre Phase mit  $\text{ZrBeSi}$  isotyp. Zur Indizierung würde die Zelle mit der halben  $c$ -Achse genügen, da sich das geringe Streuvermögen von Silicium und Beryllium bzw. deren Unterschied neben Hafnium praktisch nicht bemerkbar macht. Die Interferenzen mit ungeradem  $l$  (von  $hkl$ ,  $h-k \equiv \text{mod } 3$  abgesehen) hängen bezüglich des Streuvermögens nur von der relativ zu Hafnium geringen Differenz zwischen Be und Si ab.

Legierungen zwischen  $\text{HfSiBe}$ — $\text{HfBe}_2$  und  $\text{HfSiBe}$ — $\text{HfSi}_2$  waren stets mehrphasig, d. h. eine statistische Verteilung von Be und Si, welche diese Linien (mit ungeradem  $l$ ) systematisch unterdrücken würde, scheidet aus. In derartigen Legierungen lag jeweils  $\text{HfSiBe}$ ,  $\text{HfBe}_2$ ,  $\text{HfSi}_2$  bzw.  $\text{HfSi}$  vor. Wegen der unveränderten Parameter dieser Phasen sind die homogenen Bereiche jeweils klein anzunehmen.

*System: Zirkonium—Beryllium—Silicium*

Neben  $\text{ZrBe}_2$  konnte die Existenz der Verbindung  $\text{ZrBe}_{13}$  im Randsystem  $\text{Zr}$ —Be bestätigt werden. Als Gitterparameter wurde:  $a = 10,0438 \pm 0,0003 \text{ \AA}$  gefunden, in guter Übereinstimmung mit den Angaben von *N. C. Baenziger* und *R. E. Rundle*<sup>3</sup> ( $a = 10,047 \text{ \AA}$ ).

Bei der gleichfalls beobachteten Phase  $\text{ZrSiBe}$  fanden wir einen homogenen Bereich, wie aus dem Gang der Gitterparameter von:  $a = 3,722 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,232 \text{ \AA}$  an der Si-reichen und  $a = 3,718 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,217 \text{ \AA}$  an der Be-reichen Grenze hervorgeht.

*Die Schnitte:  $\text{HfBe}_2$ — $\text{HfB}_2$  und  $\text{ZrBe}_2$ — $\text{ZrB}_2$*

Diese isotypen Paare sind bemerkenswert, weil stark verschiedene Achsenverhältnisse in Kombination treten. Das Verhalten ist auf Grund von je 7 Legierungen durch den Gang der Gitterparameter veranschaulicht (Abb. 1 und 2). Danach vermag  $\text{HfB}_2$  rund 15 Mol%  $\text{HfBe}_2$  zu lösen, wobei die Gitterparameter von:  $a = 3,147$  bzw.  $c = 3,477$  auf  $a = 3,290$

und  $c = 3,45_0 \text{ \AA}$  zunehmen. Die Löslichkeit von  $\text{HfB}_2$  in Diberyllid ist dagegen sehr gering, indem sich die Parameter von  $\text{HfBe}_2$  nicht ändern. Ebenso nimmt  $\text{ZrB}_2$  rund 12 Mol%  $\text{ZrBe}_2$  auf, wobei die Parameter des Mischkristalles an der Homogenitätsgrenze bis auf:  $a = 3,30$  und  $c = 3,50 \text{ \AA}$  anwachsen. Das Diberyllid vermag aber wieder kein Diborid zu lösen.

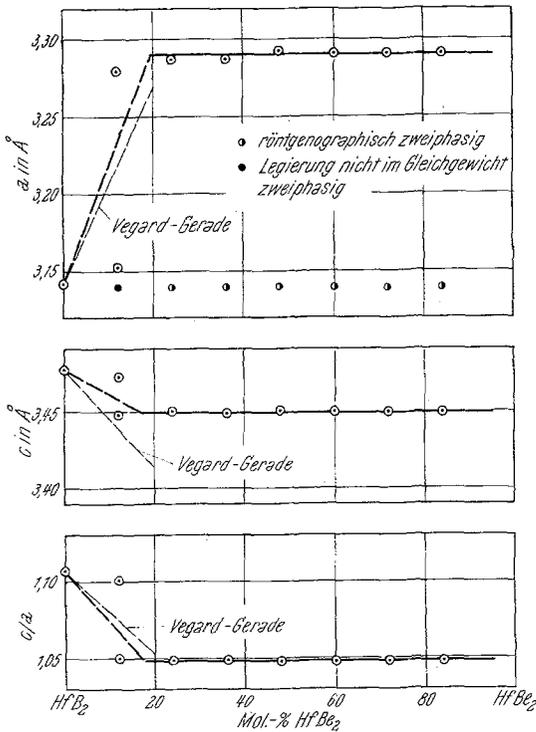


Abb. 1.

und  $\text{Zr}(\text{Hf})\text{Be}_2$  gegeben. Im Falle von großem  $c/a$  sind neben der  $A-B$ -Bindung\*, zweifellos zusätzlich die Bindungen  $B-B$ , also hier Bor-Bor vorhanden. Damit ist der Abstand zwischen zwei benachbarten Boratomen von  $1,81 \text{ \AA}$  verträglich. Man kann insbesondere bei den stark elektropositiven Metallen Mg, Zr, Hf an einen Elektronentransfer  $\text{Me} \rightarrow \text{Bor}$  denken, so daß sich Bor-netze ausbilden, die isoelektronisch mit jenen bei Graphit sind. Tatsächlich sind es in erster Linie die Diboride, welche die

Die untersuchten Mischreihen scheinen vom eutektischen Typ zu sein, da Diberyllidreiche Legierungen bei  $1550^\circ \text{C}$  bereits teilweise niederschmelzen.

Wie schon *F. Laves*<sup>4</sup> ausführlich dargelegt hat, können beim C 32-Typ ( $\text{AlB}_2$ ) trotz Isotypie ganz verschiedene Baupläne vorliegen, indem bei großen  $c/a$ -Werten die Nachbarschaft in den Teilgittern netzartig, bei kleinem  $c/a$  dagegen kettenförmig ist. Im Mittelgebiet bilden die Metallatome Ketten, die andere Atomsorte für sich jedoch Netze. Der Partner des zweiten Teilgitters ist im wesentlichen ein Metametal, zumal die C 32-Struktur von  $\text{TiU}_2$  angezweifelt wird. Solche verschiedenartige Baupläne sind gerade bei  $\text{Zr}(\text{Hf})\text{B}_2$

<sup>4</sup> *F. Laves* in Theory of Alloys, Amer. Soc. of Metals, Cleveland, Ohio, 1956.

\* Unter *B* ist hier nicht nur Bor gemeint, sondern irgend ein charakteristischer Vertreter.

großen  $c/a$ -Verhältnisse bevorzugen. In dem Maße, als der elektrochemische Faktor weniger ins Gewicht fällt, wird auch  $c/a$  kleiner. Ähnliche Überlegungen wurden auch von *A. Iandelli*<sup>5</sup> für die isotypen Phasen {Ca, La, Ce}  $\text{Ga}_2$  angestellt.

Interessant ist, daß dagegen die kleinen  $c/a$ -Werte nicht mit Partnern der 3b-, sondern der 2b-Reihe auftreten, wozu noch die sehr ähnlich gebauten Phasen {S. E.}  $\text{Cd}_2$  hinzukommen<sup>6</sup>, S. E. = Seltene Erdmetalle. Wie man leicht sieht, nimmt  $\text{ZrBeSi}$  bzw.  $\text{HfBeSi}^{**}$  eine mittelnde Stellung ein, indem man sich lediglich eine statistische Verteilung der Beryllium- und Siliciumatome vorzustellen hat, um zu dem gleichen Schwerpunktgitter vom C32-Typ zu gelangen.

*E. Parthé*<sup>7</sup> hat u. a. den engen Zusammenhang zwischen dem C32-Typ und dem aufgefüllten B8-Typ gezeigt; dieses Schema der strukturellen Verwandtschaft wurde von *F. Jellinek*<sup>8</sup> noch erweitert. Die Übereinstimmung ist aber noch viel weiterreichend.

Erstens ist die geordnete Schicht —Si—Be— isoelektronisch mit —B—B—; in Übereinstimmung damit fällt das Achsenverhältnis (auf die halbe  $c$ -Achse bezogen) mit  $c/a \approx 1$  zwischen jenes von den Diboriden und den Diberylliden. Zweitens wird mit diesem  $c/a$ -Wert eine relativ dichte Packung erreicht, indem hier sowohl die beiden Teilgitter in Kontakt treten, wie auch die Zr- bzw. Hf-Atomionen für sich die hohe

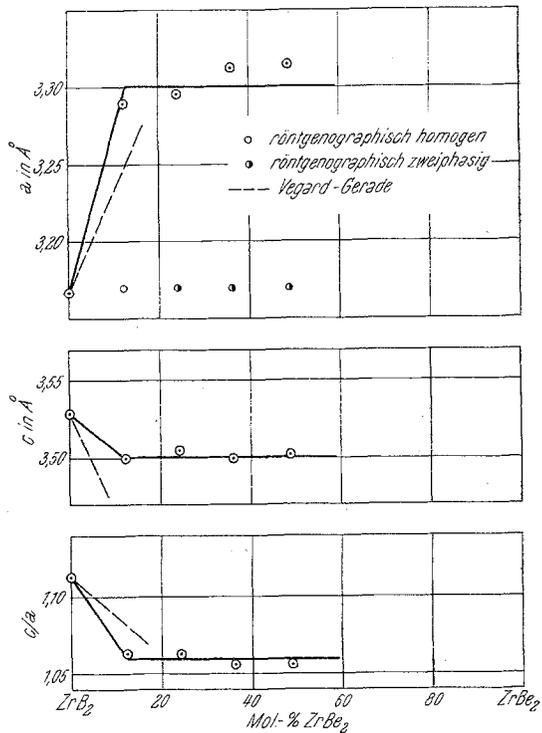


Abb. 2

<sup>5</sup> *A. Iandelli*, Gazz. Chim. Ital. **79**, 70 (1949).  
<sup>6</sup> *A. Iandelli*, Gazz. Chim. Ital. **84**, 463 (1954).  
<sup>7</sup> *E. Parthé*, Powder Metall. Bull. **8**, 23 (1957).  
<sup>8</sup> *F. Jellinek*, Österr. Chemiker-Ztg. **60**, 311 (1959).

\*\* Die Abmessungen der Hf-Phasen sind wieder eindeutig kleiner als jene der entsprechenden Zr-Phasen.

K. Z. = 8 aufweisen. Bei etwas kleinerem  $c/a$  setzt schließlich die Kettenbildung  $-\text{Me}-\text{Me}-$  ein, wie sie auch im NiAs-Typ charakteristisch ist\*\*\*. Für eine ziemlich kräftige Bindung  $\text{Be}-\text{Si}$  spricht hier der verhältnismäßig kurze Abstand von 2,13 Å.

Dementsprechend ändert sich bei der Mischkristallbildung  $\text{Zr}(\text{B}, \text{Be})_2$  bzw.  $\text{Hf}(\text{B}, \text{Be})_2$  das Achsenverhältnis ebenfalls in Richtung auf kleinere Werte (1,05 bzw. 1,06). Daß hier kein vollkommener Übergang besteht, liegt offensichtlich an dem verschiedenen Achsenverhältnis und dem daraus folgenden ungleichen Bauplan, obwohl die Volumverhältnisse nicht ungünstig sind. Es ist jedoch bekannt, daß nach der Volumregel nur bei kubischen Systemen relative Differenzen bis 15% (lineare) überbrückt werden, während diese bei niedrig symmetrischen Strukturen eben wegen Anpassung mehrerer Parameter im allgemeinen merklich kleiner sind.

*Die Schnitte:  $\text{HfB}_2-\text{HfSi}_2$  und  $\text{ZrB}_2-\text{ZrSi}_2$*

Schließlich untersuchten wir einige Legierungen auf dem Schnitt:  $\text{HfB}_2-\text{HfSi}_2$  und  $\text{ZrB}_2-\text{ZrSi}_2$ . Es bestanden keine Anzeichen für das Bestehen einer ternären Phase auf diesem Schnitt analog zu den Berylliden; vielmehr waren alle Legierungen zweiphasig bzw. infolge von Siliciumverlusten dreiphasig und enthielten neben den unveränderten Diboriden die entsprechenden Mono- und Disilicide. Dieser Befund steht bezüglich des Systems:  $\text{Zr}-\text{B}-\text{Si}$  mit den Ergebnissen von *E. Parthé* und *J. T. Norton*<sup>9</sup> in völligem Einklang.

<sup>9</sup> *E. Parthé* und *J. T. Norton*, Mh. Chem. **91**, 1127 (1960).

\*\*\* Es sei bemerkt, daß der  $\text{ZrBeSi}$ -Typ nicht völlig der üblicherweise bezeichneten, aufgefüllten B 8-Struktur gleich zu setzen ist, weil bei dieser die Lücken meist mit den gleichen Metallatomen und nicht mit einem dritten Partner aufgefüllt werden.