

## Das Dreistoffsystem Nickel—Bor—Silicium\*

Von

E. Lugscheider, H. Reimann\*\* und O. Knotek

Aus dem Institut für Werkstoffkunde der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Bundesrepublik Deutschland

Mit 6 Abbildungen

(Eingegangen am 16. Mai 1975)

### *The Ternary System Nickel—Boron—Silicon*

The ternary system Nickel—Boron—Silicon was established at 850 °C by means of X-ray diffraction, metallographic and micro-hardness examinations. The well known binary nickel borides and silicides resp. were confirmed. In the boron—silicon system two binary phases,  $\text{SiB}_{4-x}$  with  $x \approx 0.7$  and  $\text{SiB}_6$  were found the latter in equilibrium with the  $\beta$ -rhombohedral boron.

Confirming the two ternary silicon borides a greater homogeneity range was found for  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ , the phase  $\text{Ni}_{4,6}\text{Si}_2\text{B}$  published by Uraz and Rundqvist can better be described by the formula  $\text{Ni}_{4,29}\text{Si}_2\text{B}_{1,43}$ .

In relation to further investigations we measured melting temperatures in ternary Ni—10 B—Si alloys by differential thermoanalysis.

Die Phasenverhältnisse der heute in der Praxis verwendeten korrosionsbeständigen und verschleißfesten Ni—Cr—B—Si-Legierungen sind weitgehend unbekannt. Man weiß zwar von Verarbeitungseigenschaften und gezielten Röntgenfeinstrukturuntersuchungen her, daß Nickel als Hauptbestandteil Matrix für eingelagerte Nickel- und Chromboride bzw. -silicide ist, systematische Untersuchungen der Phasenverhältnisse im quaternären System wurden aber bisher nicht durchgeführt.

Im Rahmen allgemeiner phasentheoretischer Untersuchungen an Ni—Cr—B—Si-Legierungen ist es notwendig, die dem Vierstoffsystem zugrunde liegenden ternären Zustandsdiagramme zu kennen.

Nowotny und Mitarbeiter<sup>1</sup> klärten das ternäre Cr—B—Si-System bei 1300 °C. Sie fanden neben den bekannten Chromboriden und Chrom-

\* Herrn Prof. Dr. Dr. h. c. R. Kieffer zum 70. Geburtstag gewidmet.

\*\* Teilauszug aus der Diss. H. Reimann, Techn. Hochschule Aachen 1975.

siliciden eine intermetallische Phase der Zusammensetzung  $\text{Cr}_5\text{Si}_3\text{B}$  mit  $D_{8h}$ -Struktur. Außerdem berichteten sie über relativ große Homogenitätsbereiche von  $\text{Cr}_5\text{B}_3$  und  $\text{Cr}_5\text{Si}_3$ , in denen jeweils größere Mengen Bor durch Silicium und umgekehrt ersetzt werden können. Im Rand-

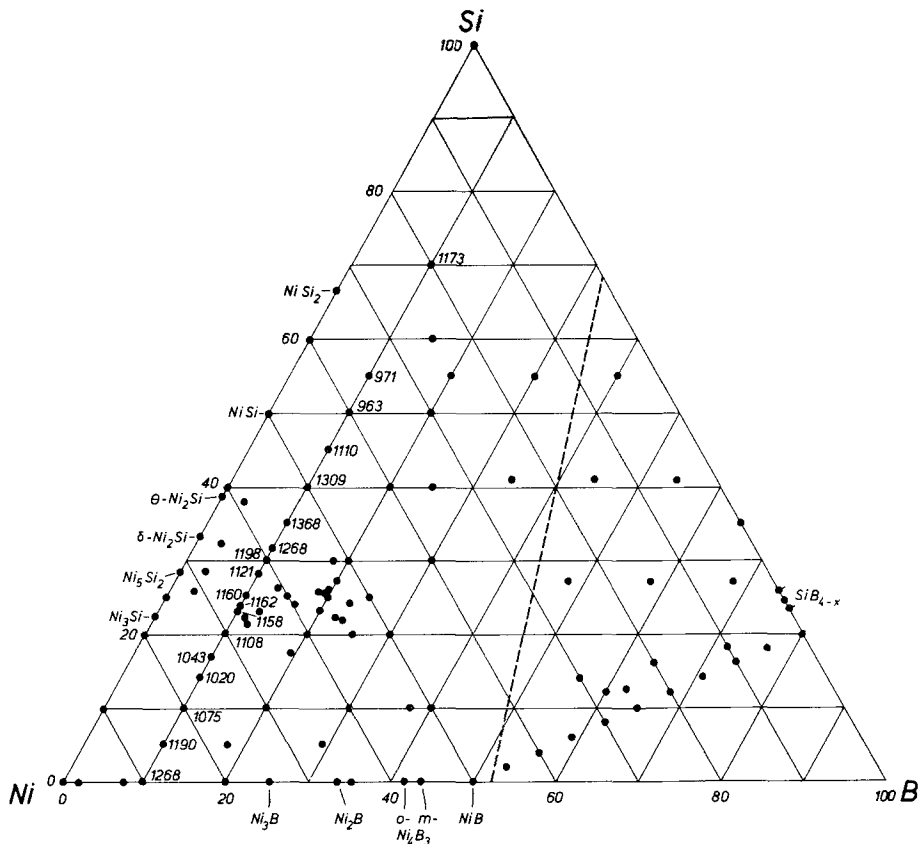


Abb. 1. Probenlage; Grenze zwischen schmelzmetallurgischer und sinter-technischer Legierungsherstellung; Liquidustemperaturen im Ni—10 B—Si-Konzentrationschnitt

system Chrom—Bor existiert nach neueren Untersuchungen keine Verbindung der Formel  $\text{Cr}_4\text{B}^{2-5}$ .

*Gladyshevskij* und Mitarbeiter<sup>6</sup> klärten die Phasenverhältnisse im System Ni—Cr—Si bei 850 °C. Sie fanden bei dieser Temperatur fünf intermetallische Verbindungen, deren wichtigste für das Vierstoffsystem<sup>7</sup> die  $\sigma$ -Phase  $\text{Cr}_{65}\text{Ni}_{25}\text{Si}_{10}$ <sup>8, 9</sup> mit einem mit der Temperatur zunehmenden Homogenitätsbereich<sup>10</sup> und die  $\pi$ -Phase ( $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ ) mit  $\text{Au}_4\text{Al}$ -Überstruktur sind.

Nach *Post* und Mitarbeitern<sup>11</sup> existiert im System Ni—Cr—B eine ternäre Verbindung  $\text{Cr}_2\text{NiB}_4$  mit orthorhombischer Struktur. Diese wurde jedoch in späteren Arbeiten<sup>3, 5</sup> nicht bestätigt. Die letztgenannten Autoren fanden jedoch unabhängig zwei Verbindungen  $\text{Ni}_3\text{Cr}_2\text{B}_6$  und  $\text{NiCr}_3\text{B}_6$  mit  $\text{V}_5\text{B}_6$ - bzw.  $\text{V}_2\text{B}_3$ -Struktur, deren Atomverteilungen und -positionen von *Kuz'ma* und Mitarbeitern<sup>3</sup> festgelegt wurden.

Das ternäre Zustandsdiagramm Ni—B—Si schließlich wurde bis heute nicht systematisch untersucht; es finden sich lediglich Angaben über zwei intermetallische Verbindungen: *Rundqvist* und Mitarbeiter<sup>12</sup> berichten über die Existenz eines  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$  mit  $\text{Ni}_2\text{P}$ -Struktur und einer Phase der Zusammensetzung  $\text{Ni}_{4,6}\text{Si}_2\text{B}$  mit  $\text{W}_5\text{Si}_3$ -Überstruktur, analog zu bekannten Verbindungen in den Systemen Fe—B—Si und Co—B—Si<sup>13</sup>.

#### Herstellung der Proben und Untersuchungsmethoden

Alle Versuchslegierungen mit Borgehalten bis ca. 50 At% wurden in  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Tiegeln induktiv unter Reinstargon als Inertgas erschmolzen und in Graugußkokillen abgegossen. Die übrigen Legierungen — und die binären Nickelsilicide zusätzlich — wurden als Preßlinge mit flüssiger Phase vorgesintert, anschließend zerkleinert, erneut verpreßt und nachgesintert. Die Verarbeitungstemperaturen richteten sich bei den Nickelsiliciden nach ihren Schmelzbereichen, bei den hochborhaltigen Legierungen wurde bei 1400 °C unter Vak. gearbeitet (Abb. 1).

Als Ausgangsmaterialien kamen die folgenden zur Verwendung:

Tabelle 1. Charakterisierung der Ausgangsmaterialien

	Bezugsfirma	Reinheit (Gew%)	Lieferform
Mondnickel	Frank u. Schulte	99,97	Pellets, 2—8 mm
Ni-Pulver	Riedel — de Häen	mind. 99,85	Pulver
Nickelborid	H. C. Starck, Berlin	99,82 84,70 Ni 15,12 B	Granulat, 0,5—2 mm
Nickelsilicid	H. C. Starck, Berlin	99,80 59,30 Ni 40,50 Si	Pulver, 3—10 $\mu\text{m}$
Silicium	Ges. f. Elektro- metallurgie, Nürnberg	nach DIN 40	Pulver
Borsilicid	H. C. Starck, Berlin	~ $\text{B}_4\text{Si}$	Pulver, 3—10 $\mu\text{m}$

Die Homogenisierungszeiten lagen wegen der Diffusionsfreudigkeit von Bor und Silicium und zur Vermeidung unnötiger Borverluste je nach Konzentrationsbereich der Legierungen bei 24 bis 200 Stdn.

In bezug zur Praxis wurde besonderer Wert auf den Schnitt Ni—10 B—Si gelegt, der als Basis für spätere Untersuchungen im Vierstoffsystem Ni—Cr—10 B—Si anzusehen ist. Auch mit Rücksicht auf die Verarbeitung derartiger Legierungen wurde die Homogenisierungstemperatur mit 850 °C festgelegt. Zwar liegen die Liquidustemperaturen im Randsystem Nickel—Silicium knapp unter 1000 °C, durch Borzugabe war jedoch eine Absenkung der Schmelzpunkte zu erwarten. Außerdem lag man bei 850 °C gerade

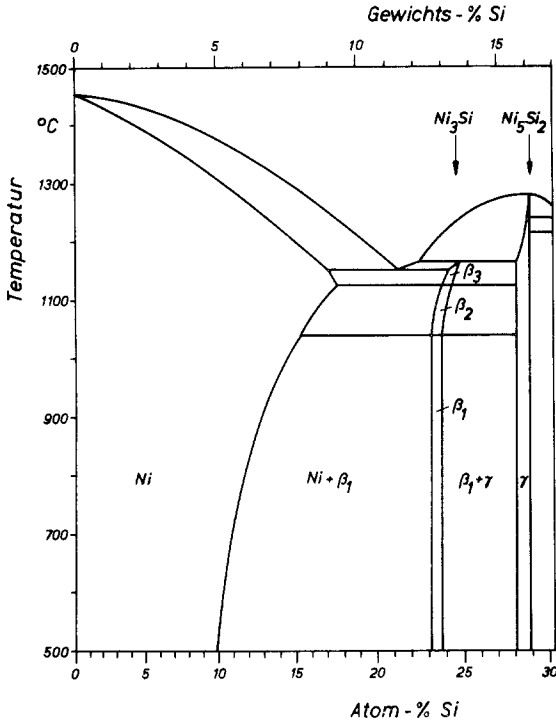


Abb. 2. Ni—Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>-Phasendiagramm nach <sup>14</sup>

oberhalb der peritektischen Umsetzung von Ni<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> zu θ-Ni<sub>2</sub>Si und NiSi <sup>14</sup>; letzterer Zustand wird nämlich bei praxisnaher schneller Abkühlung aus dem schmelzflüssigen Gebiet nach dem Auftragschweißen oder Löten erreicht.

Die Ermittlung der Liquidustemperaturen erfolgte in einer Differentialthermoanalyseapparatur der Firma Netzsch; Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeiten betragen 5 °C/min, erreichbare Endtemperatur war 1600 °C und als Inertglas wurde gereinigtes Argon verwendet.

Bei der Röntgenfeinstrukturuntersuchung wurden zur Identifizierung der Phasen Pulveraufnahmen nach dem Debye-Scherrer-Verfahren (Kameradurchmesser 57,3 mm, CrK $\alpha$ -Strahlung) verwendet. Die genauere Untersuchung der ternären Verbindungen wurde mittels Goniometermessungen an Pulvern mit CoK $\alpha$ -Strahlung durchgeführt.

Schwerpunktmäßig durchgeführte Analysen (Boranalyse mit einem modifizierten Verfahren nach *Blumenthal*<sup>15</sup>) zeigten keine größeren Abweichungen zwischen Ist- und Sollzusammensetzungen und keine Verunreinigungen durch Nitride. Die Mikrohärtuntersuchungen zur Identifizierung der Phasen wurden mit dem automatischen Mikrohärtprüfer der Firma Leitz/Wetzlar durchgeführt.

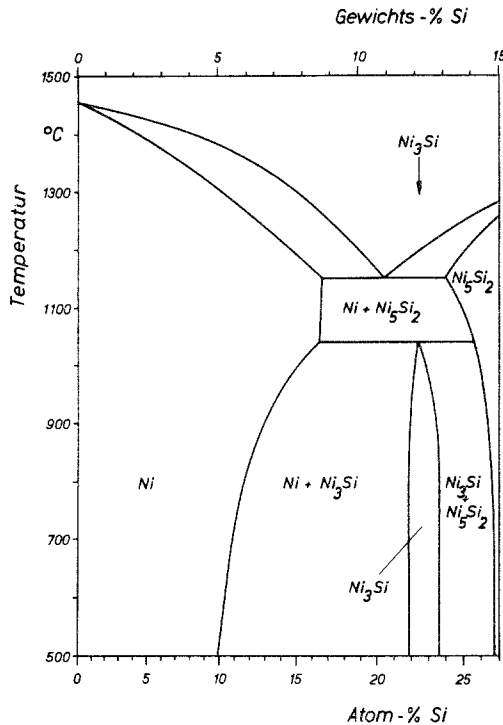


Abb. 3. Ni—Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>-Phasendiagramm nach <sup>16</sup>

### Ergebnisse der Untersuchungen

Das Zustandsschaubild Nickel—Silicium wurde im Bereich von 0 bis 15 Gew% Si (0 bis 27 At% Si) von *Gray* und *Miller* neu ermittelt<sup>16</sup>. Die Abb. 2 und 3 zeigen eine Gegenüberstellung der Teilsysteme Ni—Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> nach *Hansen*<sup>14</sup> einerseits und *Gray* und *Miller*<sup>16</sup> andererseits.

Einige thermoanalytische Untersuchungen der in Abb. 1 dargestellten binären Ni—Si-Legierungen mit 10, 20, 22,5 und 25 At% Si-Anteil bestätigten das Phasendiagramm nach<sup>14</sup> in den Reaktionstemperaturen und der peritektischen Umsetzung zwischen Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> und Nickel-Mischkristall zu Ni<sub>3</sub>Si; die hierdurch bedingte peritektische Rinne

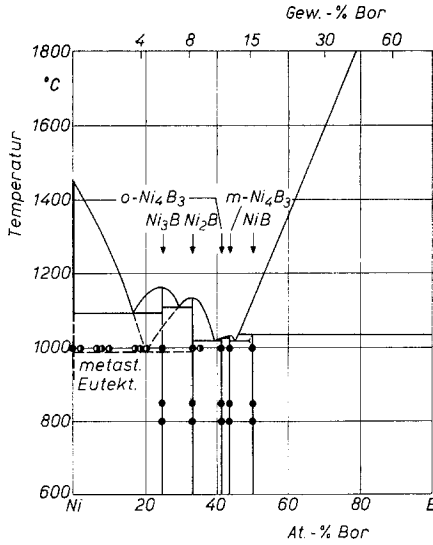


Abb. 4. Das System Nickel—Bor nach <sup>19</sup> und <sup>5</sup>

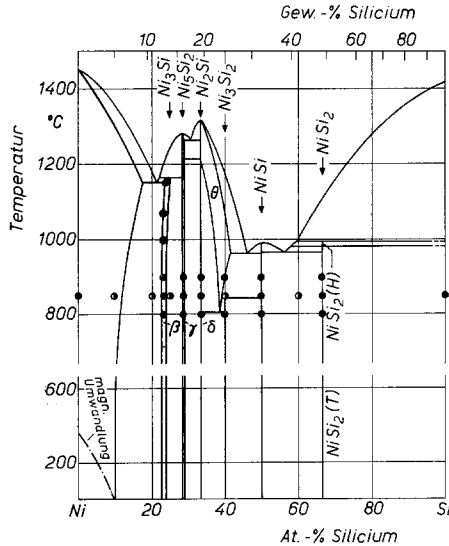


Abb. 5. Das System Nickel—Silicium nach <sup>14,16</sup> und eigenen Ergebnissen

innerhalb der Schmelzfläche wurde auch im Gebiet ternärer Legierungen beobachtet.

Alle bei 850 °C existierenden Zweistoffverbindungen, nämlich Ni<sub>3</sub>Si, Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>, δ-Ni<sub>2</sub>Si, θ-Ni<sub>2</sub>Si, NiSi und NiSi<sub>2</sub> konnten bestätigt werden, das

gleiche gilt für die Boride  $\text{Ni}_3\text{B}$ ,  $\text{Ni}_2\text{B}$ ,  $o\text{-Ni}_4\text{B}_3$ ,  $m\text{-Ni}_4\text{B}_3$  und  $\text{NiB}$  im Randsystem Nickel—Bor. Borreichere Ni—B-Phasen, wie  $\text{NiB}_2$ <sup>17, 18</sup> oder  $\text{NiB}_{\approx 12}$ <sup>17</sup>, wurden nicht beobachtet. Die im binären System auftretende Phase  $m\text{-Ni}_4\text{B}_3$  war in ternären Legierungen nicht stabilisierbar.

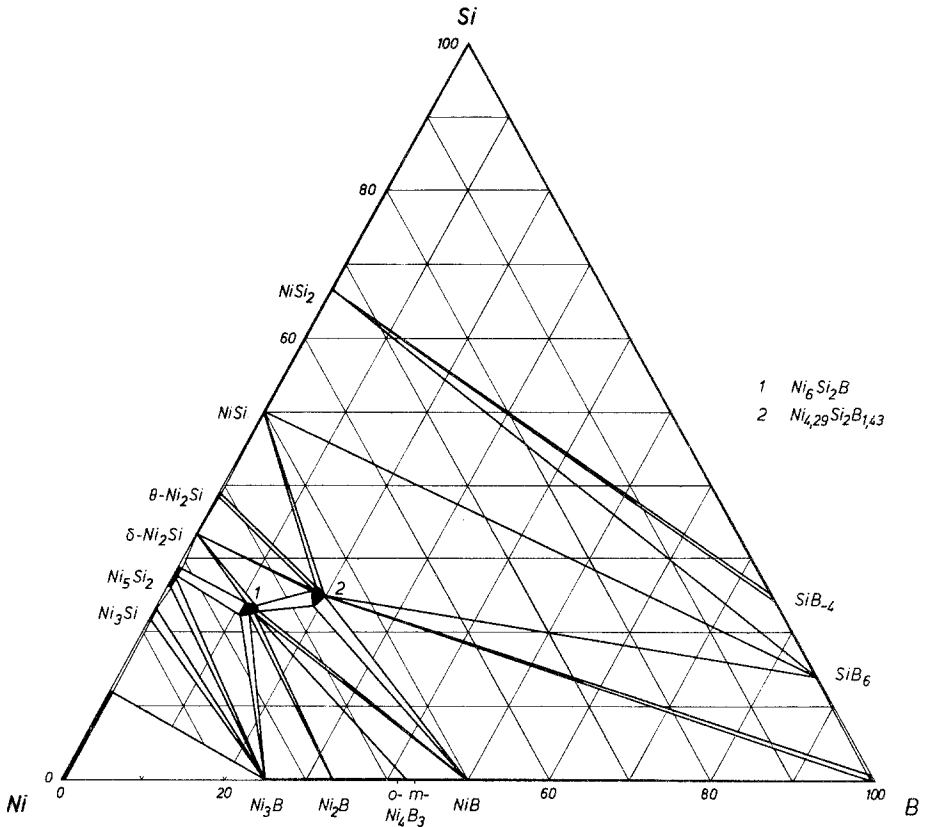


Abb. 6. Aufbau des Systems Ni—B—Si im Schnitt bei 850 °C

Die Abb. 4 und 5 zeigen die heute als geklärt anzusehenden binären Zustandsdiagramme Nickel—Bor und Nickel—Silicium, ersteres nach *Schöbel* und *Stadelmaier*<sup>19</sup>, letzteres wurde unter Zugrundelegung des Schaubildes nach <sup>14</sup> übernommen und im Bereich der Verbindung  $\text{Ni}_3\text{Si}$  nach <sup>16</sup> und eigenen Ergebnissen korrigiert. Röntgenographisch und metallographisch einphasige Legierungen mit 22,5 At% Si zeigten bei 800, 850, 900, 1000, 1070 und 1150 °C keine polymorphen Umwandlungen gemäß den Zuständen  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  und  $\beta_3$ , wie bei <sup>16</sup>.

Im Randsystem Bor—Silicium existieren nach *Ettmayer* und Mitarbeitern<sup>20</sup> drei Verbindungen der Zusammensetzungen  $\text{SiB}_{4-x}$  ( $= \text{SiB}_{3,65}$ ),  $\text{SiB}_6$  und  $\text{SiB}_{12+x}$  ( $= \text{SiB}_{19,4}$ ). In den untersuchten Drei-

Tabelle 2. Pulverdiffraktometerdaten der Phase  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ 

$(hkl)$	berechnet*		gemessen	
	$d$ [Å]	$I/I_0$	$d$ [Å]	$I/I_0$
110	3,05	14	3,055	22
001	2,90	1	2,930	2
101	2,54	10	2,536	8
111	2,10	100	2,100	100
210	2,00	58	1,998	73
201	1,95	37	1,951	53
300	1,76	20	1,764	18
211	1,65	13	1,645	17
220	1,53	3	1,527	3
310	1,47	6	1,468	6
002	1,45	12	1,446	13
221	1,35	3	1,351	5
400	1,32	2	1,321	3
311	1,31	14	1,309	27
112	1,30 <sub>8</sub>	2		
320	1,21	4		
401	1,20	8		
212	1,17	20	1,172	16
410	1,15	2		
302/321	1,12	29	1,119	21
411	1,07	10		
500	1,06	5		
222	1,05	2		
312	1,03	5		
330	1,02	4		
	und 13 weitere Linien mit $d_{hkl} < 1$			

\* Die folgenden Daten wurden der Berechnung zugrunde gelegt: Raumgruppe  $P \bar{6}2 m - D_{3h}^6$ ; 3 Ni(I) in 3(f) mit  $x = 0,247$ ; 3 Ni(II) in 3(g) mit  $x = 0,608$ ; 2 Si in 2(c), 1 B in 1(b), Gitterparameter:  $a = 6,105 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,895 \text{ \AA}$ ; Temperaturfaktor (generell):  $B = 0,52 \text{ \AA}^2$ .

stofflegierungen konnten zwei Phasen reproduzierbar erhalten werden, nämlich  $\text{SiB}_{4-x}$  mit  $x \approx 0,7$  und  $\text{SiB}_6$ . Das orthorhombische  $\text{SiB}_6$ <sup>21, 22</sup> steht mit der  $\beta$ -rhomboedrischen Bormodifikation im Gleichgewicht.

Die Aufteilung der Phasenfelder im Dreistoffsystem Ni—B—Si bei 850 °C ist in Abb. 6 dargestellt.



Tabelle 3. Pulverdiffraktometerdaten der Phase Ni<sub>4,29</sub>Si<sub>2</sub>B<sub>1,43</sub>

<i>(hkl)</i>	berechnet*		gemessen		
	<i>d</i> , Å	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>	<i>J</i> / <i>J</i> <sub>0</sub> **	<i>d</i> , Å	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>
110	6,10	18	6	6,090	12
200	4,32	6	1	4,308	4
220	3,05	16	10	3,055	16
211	2,87	6	6	2,872	6
310	2,73	18	28	2,732	42
002	2,14	37	33	2,146	31
321	2,09	74	74	2,093	59
330	2,03	6	8	2,035	18
112	2,02	6	10	2,023	25
420	1,93	17	22	1,930	39
202	1,92	10	14	1,921	26
411	1,88	100	100	1,882	100
222	1,75	17	22	1,755	16
510	1,69	3	2	1,694	1
312	1,68	2	1	1,676	1
431	1,60	3	3	1,602	4
402	1,52	3	4	1,521	7
530	1,48	4	3	1,481	2
332	1,47	2	1	1,478	1
422	1,43	3	2	1,434	1
620	1,37	6	8	1,365	9
512	1,33	6	9	1,329	7
541	1,29	1	1	1,286	1
631	1,23	11	11	1,233	8
323	1,22 <sub>4</sub>	12	12	1,228	19
710/550	1,22	16	18	1,221	21
532	1,21 <sub>7</sub>	8	10	1,219	23
640	1,20	1	1		
602	1,19	2	2	1,189	1
413	1,18	22	22	1,182	14
622	1,15	2	1		
730	1,13	3	2		
433	1,10	1	1		
800	1,08	3	2		
004	1,07	7	8		
712/552	1,06	18	15	1,049	14
642	1,04	8	10		
741/811	1,03 <sub>8</sub>	5	5		
224	1,01	1	1		
750	1,00 <sub>4</sub>	2	2		
732	1,00 <sub>2</sub>	14	14		

und 16 weitere Linien  
mit  $d_{hkl} < 1$

\* Die folgenden Daten wurden der Berechnung zugrunde gelegt: Raumgruppe I 4/mcm—D<sub>4h</sub><sup>18</sup>; 16 Ni(I) in 16(k) mit  $x = 0,0787$ ,  $y = 0,2033$ ,  $B = 0,34 \text{ \AA}^2$ ; 4 Ni(II) in 4(b) mit  $B = -0,08 \text{ \AA}^2$ ; 8 Si in 8(h) mit  $x = 0,1588$ ,  $B = 0,58 \text{ \AA}^2$ , 4 B in 4(a) mit  $B = 1,5 \text{ \AA}^2$ . Die Besetzung der einzelnen Atomlagen erfolgte gemäß der Formel Ni<sub>4,29</sub>Si<sub>2</sub>B<sub>1,43</sub> mit 0,43 B und 0,29 Ni in Lage 4(b). Gitterparameter:  $a = 8,629 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,275 \text{ \AA}$ .

\*\* Phase Ni<sub>4,6</sub>Si<sub>2</sub>B, Daten wie unter \* ausgenommen Besetzung 4b (= 58% Ni).

Es ist ersichtlich, daß das ternäre Silicoborid  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$  bei  $850^\circ\text{C}$  mit einem relativ großen Homogenitätsbereich in Richtung Bor und Silicium existiert. Die von *Uraz* und *Rundqvist*<sup>13</sup> in Analogie zu den Phasen  $\text{Fe}_{4,86}\text{Si}_2\text{B}$  und  $\text{Co}_{4,7}\text{Si}_2\text{B}$  gefundene Verbindung  $\text{Ni}_{4,6}\text{Si}_2\text{B}$  mit  $\text{W}_5\text{Si}_3$ -Überstruktur wird nach unseren Untersuchungen besser durch die Formel  $\text{Ni}_{4,29}\text{Si}_2\text{B}_{1,43}$  beschrieben. In dem von <sup>13</sup> für das Silicoborid angegebenen Konzentrationsbereich fanden wir zwischen  $600$  und  $1070^\circ\text{C}$  jeweils dreiphasige Legierungen, bestehend aus  $\delta\text{-Ni}_2\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$  und  $\text{Ni}_{4,29}\text{Si}_2\text{B}_{1,43}$ .

Kennzeichnend für das Phasendiagramm Ni—B—Si im untersuchten Temperaturschnitt ist die Dominanz der ternären Verbindungen  $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$  und  $\text{Ni}_{4,29}\text{Si}_2\text{B}_{1,43}$ . Zwischen Bor — es wurde die  $\beta$ -rhomboedrische Modifikation gefunden — und der ternären Verbindung  $\text{Ni}_{4,29}\text{Si}_2\text{B}_{1,43}$  existiert ein Zweiphasenfeld, in dem, nicht proportional zu den Volumenanteilen, die ternäre Verbindung im Röntgenogramm sehr intensive Reflexe ergibt, das Bor hingegen nahezu nicht erscheint.

Ein Vergleich der berechneten und experimentell festgestellten Netzebenenabstände und Intensitäten der ternären Phasen zeigen Tab. 2 und 3.

Wie in den vorausgegangenen Untersuchungen<sup>5</sup> konnten auch im System Nickel—Bor—Silicium keine Homogenitätsbereiche der Nickelboride beobachtet werden. Entsprechend verhielten sich die Nickelsilicide, mit Ausnahme von  $\text{Ni}_3\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_5\text{Si}_2$  und  $\theta\text{-Ni}_2\text{Si}$ . Die größeren einphasigen Gebiete waren bereits aus den binären Zustandsdiagrammen bekannt<sup>14, 16</sup> und konnten bestätigt werden. Eine größere Löslichkeit der Nickelsilicide für Bor scheint nicht zu existieren.

Herrn Prof. Dr. *H. Nowotny* danken die Autoren für wertvolle Anregungen und Diskussionen.

### Literatur

- <sup>1</sup> *H. Nowotny, E. Piegger, R. Kieffer* und *F. Benesovsky*, Mh. Chem. **89**, 611 (1958).
- <sup>2</sup> *P. T. Kolomycev*, Dokl. Akad. Nauk SSSR **144**, H. 1—3, 112 (1962).
- <sup>3</sup> *M. V. Chepiga, V. P. Krivutsky* und *Y. B. Kuz'ma*, J. Neorgan. Mat. [russ.] **8**, 1059 (1972).
- <sup>4</sup> *K. I. Portnoi, V. M. Romashov* und *I. V. Romanovich*, Poroshkovaya Met. **4**, 51 (1969).
- <sup>5</sup> *E. Lugscheider, O. Knotek* und *H. Reimann*, Mh. Chem. **105**, 80 (1974).
- <sup>6</sup> *E. I. Gladyshevskij* und *L. K. Borusevich*, Russ. J. Inorg. Chem. **8**, 998 (1963).
- <sup>7</sup> Demnächst.
- <sup>8</sup> *H. P. Stüwe*, Trans. Met. Soc. AIME **215**, 408 (1969).
- <sup>9</sup> *E. I. Gladyshevskij, P. I. Kripjakevic* und *Yu. B. Kuz'ma*, J. Struct. Khim. [russ.] **3**, 414 (1962).

- <sup>10</sup> K. P. Gupta, N. S. Rajan und P. A. Beck, Trans. AIME **218**, 617 (1960).  
<sup>11</sup> B. Post, E. Pipitz und W. H. Herz, Powder Met. Bull. **7**, 149 (1956).  
<sup>12</sup> S. Rundqvist und F. Jellinek, Acta Chem. Scand. **13**, 425 (1969).  
<sup>13</sup> A. A. Uraz und S. Rundqvist, Acta Chem. Scand. **24**, 1843 (1970).  
<sup>14</sup> M. Hansen und K. Anderko, Constitution of Binary Alloys. New York: 1958.  
<sup>15</sup> H. Blumenthal, Analyt. Chem. **23**, 992 (1951).  
<sup>16</sup> I. Gray und G. P. Miller, J. Inst. of Met. **93**, 315 (1964/65).  
<sup>17</sup> A. S. Sobolev und T. F. Fedorov, Izv. Akad. Nauk SSSR. Neorg. Mat. **3**, Nr. 4, 723 (1967).  
<sup>18</sup> K. I. Portnoi, V. M. Romashov, V. M. Chubarov, M. Kh. Levinskaya und S. E. Salibekov, Poroshkovaya Met. **2**, 15 (1967).  
<sup>19</sup> J. D. Schöbel und H. H. Stadelmaier, Z. Metallkde. **56**, 856 (1965).  
<sup>20</sup> P. Eitmayer, H. Ch. Horn und K. A. Schwetz, Mikrochim. Acta, Suppl. IV, 87 (1970).  
<sup>21</sup> D. F. Cline, J. Elektrochem. Soc. **106**, 322 (1959).  
<sup>22</sup> R. F. Giese, jr., Elektron. Techn. **3**, 151 (1970).

Korrespondenz und Sonderdrucke:

Doz. Dr. E. Lugscheider  
Institut für Werkstoffkunde  
Rheinisch-Westfälische  
Technische Hochschule Aachen  
D-5100 Aachen  
Bundesrepublik Deutschland