

Ein Beitrag zur Mn_5Si_3 -Struktur (D 8₈-Typ)

Von

H. Nowotny, Helga Auer-Welsbach, J. Bruss und A. Kohl

Aus dem Institut für physikalische Chemie der Techn. Hochschule Wien

Mit 1 Abbildung

(Eingegangen am 11. November 1958)

Die Parameter der D 8₈-Struktur werden mit Hilfe gut ausgebildeter Einkristalle von Ti_5Si_3 neu bestimmt. Die dazu isotype Kristallart Zr_5Al_3 wird im System: Zr—Al nachgewiesen. Im Schnitt: Ti_5Sn_3 — Zr_5Sn_3 bzw. Zr_5Pb_3 —Ti (5) Pb (3) tritt ein lückenloser bzw. sehr ausgedehnter Bereich von Mischkristallen mit D 8₈-Typ auf.

Der D 8₈-Typ¹, von K. Åmark, B. Borén und A. Westgren² erstmals für die Struktur von Mn_5Si_3 angegeben, war in letzter Zeit häufig Gegenstand eingehender Untersuchungen³; insbesondere ist die Frage, unter welchen Bedingungen dieses Gitter als binäre Phase gebildet wird, noch nicht allgemein beantwortet. Mg_5Hg_3 , Zr_5Ga_3 ⁴ sowie verschiedene Germanide, Stannide und Plumbide bedürfen offenbar, ähnlich wie Ti_5Si_3 , keines Stabilisators, haben also reinen Zweistoffcharakter.

Die Phase Ti_5Si_3 . Im System: Ti—Si ist Ti_5Si_3 die titanreichste Phase mit dem beachtlich hohen Schmelzpunkt von 2120° C; sie wurde strukturell von P. Pietrowsky und P. Duwez⁵ aufgeklärt, wobei die für Mn_5Si_3 vorgeschlagenen Parameter in den Punktlagen (6 g) $x_{Ti} = 0,230$ und $x_{Si} = 0,600$ übernommen wurden. Bei den in der Folge gefundenen isotypen Siliziden benützten wir⁶ die davon etwas verschiedenen Werte:

¹ Bezeichnung nach Strukturbericht.

² K. Åmark, B. Borén und A. Westgren, Metallwirtsch. **15**, 835 (1936).

³ Vgl. E. Parthé, Powder Metall. Bulletin **8**, 23 (1957).

⁴ K. Anderko, Z. Metallkde. **49**, 165 (1958).

⁵ P. Pietrowsky und P. Duwez, Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Eng. **191**, 772 (1951).

⁶ H. Schachner, E. Cerwenka und H. Nowotny, Mh. Chem. **85**, 245 (1954).

$x_{\text{Ti}} = 0,250$ und $x_{\text{Si}} = 0,610$; allerdings standen in keinem Falle Einkristallaufnahmen zur Verfügung. *Borén*⁷ ermittelte auf Grund von Mn_5Si_3 -Einkristallen, die er ursprünglich für Mn_3Si hielt, lediglich die *Laue*-Symmetrie D_{6h} , während die übrigen Daten nur aus Pulveraufnahmen, Cr—K-Strahlung bis (5050), gewonnen wurden. Da beim Studium pyrophorer Titanlegierungen⁸ durch Zufall vorzügliche Ti_5Si_3 -Einkristalle anfielen, wurde eine neuerliche Bestimmung der Parameter durchgeführt.

Beim Sintern (1100° C, 150 Stdn.) von Ti-Bi-Pulvermischungen mit 96 At. % Ti in evakuierten Quarzampullen zeigte sich im Gegensatz zu Ti-ärmeren Ansätzen, daß der Quarz eine Reaktion eingeht. Auf einer dünnen Schicht zwischen Quarzampulle und Preßling waren 5 mm lange

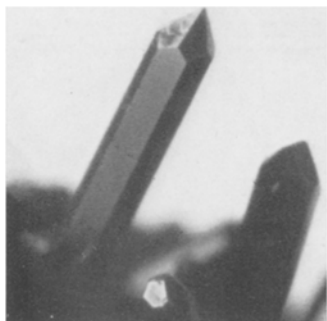


Abb. 1. Ti_5Si_3 -Einkristalle, etwa 10fach

Einkristalle (0,5 mm Durchmesser) mit sehr gut ausgebildeten Flächen aufgewachsen. Diese Kristalle konnten als Ti_5Si_3 identifiziert werden mit [0001] als Nadelachse, Abb. 1. Diese Kristalle entstanden zweifellos aus der Gasphase, weil die Sintertemperatur weit unterhalb des Schmelzpunktes von Ti_5Si_3 lag. Die Tatsache, daß Ti_5Si_3 und nicht TiSi_2 gebildet wird, läßt sich mit der geringeren Stabilität der Disilizide von Metallen der 4 a-Gruppe erklären. Eine die Kristallisation fördernde Wirkung des niedrig schmelzenden Wismuts kann ausgeschlossen

werden, zumal das durch Titan reduzierte Silizium keinerlei Mischungstendenz mit Wismut zeigt. Wegen der partiellen Oxydation von Ti-Bi-Legierungen⁹ ist auch eine Vermittlung über Bi-Oxyde oder Mischoxyde, wie z. B. $\text{Bi}_4\text{Si}_3\text{O}_{12}$, ausgeschlossen. Im übrigen wurde vor kurzem die offensichtlich gleiche Art der Ti_5Si_3 -Bildung in Form einer violett schimmernden Schicht von *H. Hahn* und *P. Ness*¹⁰ beschrieben. Diese Autoren fanden obiges Silizid nach Glühen titanreicher Ansätze von Titan-Schwefel- bzw. -Selengemischen in abgeschlossenen Quarzröhren. Von Interesse dürfte der Bildungsmechanismus deshalb sein, weil einerseits SiO intermediär durch Reduktion von SiO_2 nach Si entstehen kann und mit überschüssigem Titan gemäß: $\text{Ti} + \text{SiO} \longrightarrow \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiO}_x$ zu reagieren vermag. Auf der anderen Seite hat bereits *P. Ehrlich*¹¹ beobachtet,

⁷ *B. Borén*, Ark. Kemi, Mineral., Geol. **11** A, Nr. 10 (1933).

⁸ *H. Auer-Welsbach, H. Nowotny und A. Kohl*, Mh. Chem. **89**, 154 (1958).

⁹ *H. Nowotny, Helga Auer-Welsbach und A. Wittmann*, Österr. Chem. Ztg. **60** (1959) im Druck.

¹⁰ *H. Hahn und P. Ness*, Naturwiss. **44**, 581 (1957).

¹¹ *P. Ehrlich*, Z. anorg. allg. Chem. **247**, 53 (1941).

daß $TiO_{\sim 0,2}$ merklich flüchtig ist, welcher Befund von *S. Andersson*, *B. Collén*, *U. Kuylenstierna* und *A. Magnéli*¹² bestätigt wurde. Danach könnte die Bildung der Kristalle auch im Wege von: $TiO_{\sim 0,2} + Si \rightarrow Ti_5Si_3 + SiO$ vor sich gehen.

Die Auswertung von Pulver- und DK-Aufnahmen an Ti_5Si_3 liefert die Gitterkonstanten: $a = 7,433 k X \cdot E.$, $c = 5,104 k X \cdot E.$, $c/a = 0,687$.

Zur Festlegung der Parameter dienten die Reflexe ($h0\bar{h}0$) und $hh2\bar{h}0$ einer *Weißenberg*-Aufnahme mit Mo-K α -Strahlung; als beste Werte ergaben sich: $x_{TiIII} = 0,240$, $x_{Si} = 0,615$.

Tab. 1 zeigt die damit gewonnene ausgezeichnete Übereinstimmung zwischen beobachteten und berechneten Intensitäten. Die neuen Werte führen auch zu einer besseren Angleichung der Abstände benachbarter Ti-Si sowie Ti-Ti-Atome. Da es sich aber um freie Parameter handelt, sind bei anderen D 8_8 -Strukturen geringe Abweichungen von obigen Werten möglich.

Tabelle 1. Intensitätsberechnung einer *Weißenberg*-Aufnahme von Ti_5Si_3 , Drehachse = [0001], Äquator, Mo-K α -Strahlung

Index	Int. beob.	Int. ber.	Index	Int. beob.	Int. ber.
(10 $\bar{1}0$)	n. b.	1,9	(150 $\bar{1}50$)	ss	0,3
(20 $\bar{2}0$)	st	17,6	(160 $\bar{1}60$)	ss	0,5
(30 $\bar{3}0$)	sst	76,7	(170 $\bar{1}70$)	sss	0,2
(40 $\bar{4}0$)	m ⁻	4,4	(180 $\bar{1}80$)	m ⁻	3,2
(50 $\bar{5}0$)	m ⁺	8,4			
(60 $\bar{6}0$)	ss	1,9	(11 $\bar{2}0$)	s	1,5
(70 $\bar{7}0$)	sss	0,3	(2240)	s	1,0
(80 $\bar{8}0$)	m	5,0	(3360)	ss	2,2
(90 $\bar{9}0$)	m ⁻	3,7	(4480)	m	11,6
(100 $\bar{1}00$)	—	0,1	(55 $\bar{1}00$)	s +	3,6
(110 $\bar{1}10$)	ssss	0,1 ₅	(66 $\bar{1}20$)	—	0,0
(120 $\bar{1}20$)	s	1,9	(77 $\bar{1}40$)	—	0,0
(130 $\bar{1}30$)	ss	0,8	(88 $\bar{1}60$)	ss	2,7
(140 $\bar{1}40$)	sss	0,2	(99 $\bar{1}80$)	sss	0,4

n. b. nicht beobachtbar

Sowohl an DK-Aufnahmen mit Cu-K- wie an solchen mit Mo-K-Strahlung waren, besonders deutlich zwischen Äquator und 1. Schichtlinie, Schmierlinien zu erkennen. Obwohl diese eine Überstruktur nahe-

¹² *S. Andersson*, *B. Collén*, *U. Kuylenstierna* und *A. Magnéli*, *Acta Chem. Scand.* **11**, 1641 (1957).

legen, besteht kein einfaches Verhältnis zwischen den beiden Identitätsperioden ($\sim 16,5$ gegenüber $c = 5,104 k X \cdot E$). Zur Aufklärung dieser Beobachtung sind weitere Experimente erforderlich, zumal eine epitaxiale Aufwachsung unbekannter Reaktionsprodukte nicht ausgeschlossen ist.

Tabelle 2. Auswertung einer Pulveraufnahme der Phase Zr_5Al_3
Cu-K α -Strahlung

Index	$10^3 \cdot \sin^2 \delta$ gef.	$10^3 \cdot \sin^2 \delta$ ber.	Int. beob.	Int. (Zr_5Si_3)
(1010)	—	12,0	n. b.	1,5
(1120)	36,4	36,0	ss	5,0
(2020)	48,3	48,0	s ⁻	25,0
(1121)	54,5	53,8	s	25,0
(0002)	72,0	71,2	ss	6,9
(1012)	83,5	{ 83,2	st	{ 16,0
(2130)		{ 84,0		{ 38,0
(2131)	101,7	101,8	sst	76,0
(1122)	110,4	{ 107,2	sst, d	{ 76,0
(3030)		{ 108,0		{ 40,0
(2022)	—	119,2	—	1,2
(2240)	—	144,0	—	1,4
(2132)	—	155,2	—	0,0
(3140)	—	156,0	—	0,5
(2241)	—	161,8	—	0,7
(3141)	—	173,8	—	1,9
(3032)	—	179,2	—	0,4
(4040)	197,7	{ 192,0	ss, d	{ 3,6
(1123)		{ 196,2		{ 3,7
(2242)	216,1	215,2	s ⁻	20,0
(3142)	227,6	{ 227,2	ss, d	{ 9,4
(3250)		{ 228,0		{ 4,0
(2133)	250,0	{ 244,2	mst, d	{ 12,0
(3251)		{ 245,8		{ 13,0
(4150)		{ 252,0		{ 12,0
(4042)	263,7	263,2	s	19,0
(4151)	—	269,8	—	0,0
(0004)	284,0	285,0	sss	7,0
(1014)	297—306	{ 297,0	sss, d	{ 0,0
(3252)		{ 299,2		{ 0,5
(5050)		{ 300,0		{ 0,4
(2243)		{ 304,2		{ 0,3

d = diffus

Die Phase Zr_5Al_3 . Nach dem Zustandsdiagramm¹³: Zr—Al besteht eine Kristallart Zr_5Al_3 , die sich peritektisch aus: Schmelze + Zr_3Al_2

¹³ Vgl. M. Hansen, Constitution of Binary Alloys, 2. Auflage, McGraw-Hill Book Co., 1958.

bildet und bei Temperaturen unterhalb $1100^\circ C$ wieder zerfallen soll. Pulveraufnahmen von Zr-Al-Legierungen, die durch Zusammenschmelzen von reinem Zr-Metall (*Bozel-Maletra*, Paris) und Reinstaluminium in Sinterkorundtiegeln unter Argon (Hochfrequenzöfen) hergestellt wurden, ließen im Bereich zwischen 33,3 und 40 At. % Al eindeutig das Muster der D 8_8 -Struktur erkennen, und zwar entsprechen die Röntgenogramme von Zr_5Al_3 und Zr_5Si_3 einander völlig. Für den Intensitätsvergleich bei der Auswertung eines Filmes mit Zr_5Al_3 (Tab. 2) genügen deshalb — wegen des praktisch gleichen Streuvermögens von Al und Si — die seinerzeit berechneten Werte von Zr_5Si_3 (C). Die Gitterkonstanten ergeben sich zu:

$$a = 8,11 \text{ kX} \cdot E., \quad c = 5,77 \text{ kX} \cdot E., \quad c/a = 0,710.$$

Der D 8_8 -Typ, welcher analog wie die NiAs-Struktur, B 8 -Typ, bei Kombination von Übergangsmetallen und Metametallen gebildet wird, umfaßt bis jetzt Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Fe auf der einen Seite, Al, Ga, Si, Ge, Sn, Pb auf der anderen; dazu kommt noch Mg_5Hg_3 . Diese Verbindung läßt sich einordnen, wenn man dem Magnesium in metallischen Phasen das Verhalten eines Übergangsmetalle zuschreibt. Tatsächlich gibt es eine Reihe von intermetallischen Phasen mit Magnesium, wo dieses die Rolle eines Übergangsmetalle übernimmt, z. B. in den σ -Phasen. Auch der Wechsel bezüglich seiner Stellung im Periodensystem der Elemente, in dem sich Mg einmal ähnlich den 2 a-Metallen, zum anderen wie ein 2 b-(Meta)-Metall verhält — zweckmäßig stellt man es in der Anordnung des Periodensystems sowohl über Ca als auch über Zn —, deutet auf den veränderlichen Charakter in der kurzen Periode unmittelbar über den Übergangsmetallen der ersten langen Periode. Es ist wahrscheinlich kein Zufall, daß das Achsenverhältnis von c/a bei Mg ganz im Gegensatz zu Zink den idealen Wert für dichte Packung aufweist. Vermutlich existiert der D 8_8 -Typ auch in Kombinationen, bei welchen in Me_5X_3 der Me-Partner aus der 3 a- oder der X-Partner aus der 5 b-Gruppe stammt.

Der Schnitt: Ti_5Sn_3 — Zr_5Sn_3 . In beiden Randsystemen mit Zinn tritt die D 8_8 -Phase auf^{5, 14}, so daß eine lückenlose Mischreihe zu erwarten ist. Allerdings ist bei: Zr—Sn das Gebiet um rund 40 At. % Sn nicht genügend aufgeklärt. Hinsichtlich der Sn-armen Kristallarten im System: Ti—Sn besteht große Ähnlichkeit mit dem Paar: Mn—Sn. Während bei: Ti—Sn die D 8_8 -Phase inkongruent schmelzen soll, liegt für Zr_5Sn_3 offensichtlich ein kongruenter Schmelzpunkt vor. Zumindest tritt in diesem Bereich die stabilste Kristallart auf. Die in Tab. 3 angeführten

¹⁴ P. Pietrokowsky, Cal. Inst. Techn. Contract DA-04-495-ORD 18 (unveröff.). Vgl. auch H. Nowotny und H. Schachner, Mh. Chem. **84**, 169 (1953).

Legierungen wurden gefügemäßig und röntgenographisch untersucht. Der D 8₈-Typ beherrscht das gesamte untersuchte Gebiet, und zwar auch in der Nähe des Zweistoffes: Ti—Sn. Der vollständige Übergang von Ti₅Sn₃ zu Zr₅Sn₃ geht aus der Tabelle 4 hervor, welche die Gitterkonstanten von (Ti, Zr)₅Sn₃ enthält. Im übrigen ist auch das Gefüge von L 110 fast homogen und ein weiterer Hinweis für die Mischphasenbildung des D 8₈-Typs.

Tabelle 3. Zusammensetzung von Ti-Zr-Sn-Legierungen

Nr. der Proben	Ti	Zr	Sn	Nr. der Proben	Ti	Zr	Sn
L 100	44,8	4,7	50,5	L 111	19,5	41,0	39,5
L 101	37,4	9,6	53,0	L 112	60,0	15,9	24,1
L 102	20,4	21,6	58,0	L 113	48,3	25,5	26,2
L 103	56,5	4,2	39,3	L 114	2,50	36,6	28,4
L 104	50,5	8,8	40,7	L 115	18,2	50,1	31,7
L 105	36,5	19,2	44,3	L 116	59,0	23,2	17,8
L 106	20,0	31,5	48,5	L 117	47,5	33,4	19,1
L 107	66,5	3,9	29,6	L 118	34,3	45,0	20,7
L 108	61,0	8,0	31,0	L 119	40,6	42,8	16,6
L 109	49,5	17,3	33,2	L 120	33,2	53,0	13,8
L 110	35,8	28,0	36,2	L 121	18,2	67,0	14,8

Tabelle 4. Gitterkonstanten von (Ti, Zr)₅Sn₃ in kX · E.

Zusammensetzung	a	c
Ti ₅ Sn ₃	8,03	5,44
(Ti _{0,93} Zr _{0,07}) ₅ Sn ₃	8,08	5,49
(Ti _{0,85} Zr _{0,15}) ₃ Sn ₃	8,12	5,53
(Ti _{0,65} Zr _{0,35}) ₅ Sn ₃	8,22	5,58
(Ti _{0,56} Zr _{0,44}) ₅ Sn ₃	8,23	5,60
(Ti _{0,32} Zr _{0,68}) ₅ Sn ₃	8,31	5,62
(Ti _{0,27} Zr _{0,73}) ₅ Sn ₃	8,36	5,65
Zr ₅ Sn ₃ ¹⁴	8,44 ₅	5,78 ₅

Von den übrigen Randphasen war Zr₄Sn zu beobachten, ohne bemerkenswerte Gitteränderung, ferner ZrSn₂, das etwas Titan als (Zr, Ti) Sn₂ aufnimmt. Durch Untersuchung zusätzlicher Legierungen in den Systemen: Ti—Sn und Zr—Sn konnte ferner die aufgefüllte NiAs-Phase Ti₂Sn bestätigt werden. Es fiel aber auf, daß — entgegen den Angaben nach *M. Hansen* — der D 8₈-Typ besonders auf der Ti-Sn-Seite sehr viel stärker in Erscheinung tritt als die übrigen Ti—Sn-Phasen, während auf der Zr—Sn-Seite die Ausbildung dieser Kristallart nicht besonders deutlich war.

Der Schnitt: $Zr_5Pb_3-Ti_{(5)}Pb_{(3)}$.

In analoger Weise gelangten nachstehende Legierungen (Tab. 5) zur Untersuchung. Der D 8₈-Typ wurde bei: Zr—Pb bereits früher nachgewiesen¹⁴. Im System: Ti—Pb waren jedoch keine Anzeichen für die Existenz eines solchen zu finden. Die von uns angegebene Phase Ti_4Pb mit DO 19-Struktur¹⁵ wurde später durch *P. Farrar* und *H. Margolin*¹⁶ voll bestätigt; es konnte jedoch noch eine weitere Phase in der Nähe von „ Ti_2Pb “ aufgefunden werden. Tatsächlich tritt eine ausgedehnte Mischreihe $(Zr, Ti)_5Pb_3$ auf; der Nachweis hierfür wird durch die Gitteränderung von Zr_5Pb_3 infolge Löslichkeit von $Ti_{(5)}Pb_{(3)}$ (Tab. 6) erbracht.

Tabelle 5.

Zusammensetzung der untersuchten Ti-Zr-Pb-Legierungen

Nr. der Proben	At. %			Nr. der Proben	At. %		
	Ti	Zr	Pb		Ti	Zr	Pb
L 200	27,2	28,5	44,3	L 208	42,4	33,2	24,4
L 201	46,6	18,3	35,1	L 209	23,4	49,4	27,2
L 202	68,0	5,0	27,0	L 210	67,0	17,5	15,5
L 203	61,0	10,7	28,3	L 211	54,5	28,7	16,8
L 204	45,2	23,6	31,2	L 212	40,0	42,0	18,0
L 205	25,3	39,7	35,0	L 213	30,5	53,0	16,5
L 206	70,5	9,0	20,5	L 214	64,0	25,0	11,0
L 207	57,5	20,3	22,2				

Nachdem bei Titan mit Si, Ge und Sn jeweils ein D 8₈-Typ existiert, war anzunehmen, daß Zr_5Pb_3 zumindest eine genügend titanreiche D 8₈-Struktur stabilisieren kann.

Tabelle 6. Gitterkonstanten von $(Ti, Zr)_5Pb_3$ in $kX \cdot E$.

	<i>a</i>	<i>c</i>
Zr_5Pb_3	8,51	5,85
$(Ti_{0,39}Zr_{0,61})_5Pb_3$	8,38	5,75
$(Ti_{0,50}Zr_{0,50})_5Pb_3$	8,33	5,66
$(Ti_{0,72}Zr_{0,28})_5Pb_3$	8,32	5,65

Der Austausch der Zirkonatome durch Titan erfolgt aber nicht wie im vorangegangenen Beispiel vollkommen statistisch, sondern zuerst in der Lage 4 d) allein und in der Folge in Lage 6 g); ein Beweis dafür ist in der Intensitätsrechnung gegeben. Tabelle 7 zeigt die Gegenüberstellung der beobachteten und berechneten Intensitäten für die Legierungen L 205, L 201 sowie für Zr_5Pb_3 .

¹⁵ *H. Nowotny* und *J. Pesl*, Mh. Chem. **82**, 344 (1951).¹⁶ *P. Farrar* und *H. Margolin*, Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Eng. **203**, 101 (1955).

Tabelle 7. Intensitätsrechnung für $(\text{Zr, Ti})_5\text{Pb}_3$, Cu-K α -Strahlung

Index (<i>hkl</i>)	Zr_5Pb_3		Leg. L 205		Leg. L 201	
	Int. beob.	Int. ber.	Int. beob.	Int. ber.	Int. beob.	Int. ber.
(10 $\bar{1}$ 0)	s	5,2	s	5,2	s	5,2
(11 $\bar{2}$ 0)	s	6,0	ms	7,5	m	9,4
(20 $\bar{2}$ 0)	ss	1,0	s	2,2	s	4,1
(11 $\bar{2}$ 1)	mst	15,5	mst	20,5	st	27,2
(0002)	m	12,0	m	11,3	m	10,5
(21 $\bar{3}$ 0)	s—m	5,5	s	3,6	s	2,0
(101 $\bar{2}$)	—	0,7	—	0,0	—	0,0
(21 $\bar{3}$ 1)	sst	36,0	st	29,0	st—mst	22,7
(30 $\bar{3}$ 0)	mst	20,5	mst	16,9	m	13,5
(11 $\bar{2}$ 2)	st	26,0	st—mst	21,6	mst	16,0
(20 $\bar{2}$ 2)	s—m	5,6	s—m	5,6	s—m	5,6
(22 $\bar{4}$ 0)	—	0,01	—	0,04	—	0,1
(31 $\bar{4}$ 0)	s	3,1	s	3,1	s	3,1
(22 $\bar{4}$ 1)	s—m	7,2	s—m	7,2	s—m	7,2
(31 $\bar{4}$ 1)	m	13,0	m	13,0	m	13,0
(30 $\bar{3}$ 2)	s	3,8	s	4,3	s	4,9
(40 $\bar{4}$ 0)	—	0,0	—	0,0	—	0,0
(21 $\bar{2}$ 3)	s	2,7	s	3,4	s	4,5
(22 $\bar{4}$ 2)	s—m	4,2	s	3,0	ss	1,9
(32 $\bar{5}$ 0)	sss	0,6	ss	1,5	ss	1,9
(31 $\bar{4}$ 2)	—	0,2	—	0,5	ss	1,0
(32 $\bar{5}$ 1)	s	1,5	—	0,2	ss	0,5
(41 $\bar{5}$ 0)	—	0,3	—	0,2	—	0,0
(21 $\bar{3}$ 3)	m	8,4	s—m	6,9	s	5,4
(40 $\bar{4}$ 2)	s—m diff	{ 7,0	s—m diff	{ 7,0	s—m diff	{ 7,0
(41 $\bar{5}$ 1)	s—m diff	{ 0,5	s—m diff	{ 0,5	s—m diff	{ 0,5
(50 $\bar{5}$ 0)	s	3,2	s	3,2	s	3,2
(32 $\bar{5}$ 2)	s	{ 3,9	s	{ 3,9	s	{ 3,9
(0004)	s	{ 1,7	s	{ 1,0	s	{ 0,9
(22 $\bar{4}$ 3)	s	{ 1,9	s	{ 1,9	s	{ 1,9
(101 $\bar{4}$)	s	{ 0,2	s	{ 0,2	s	{ 0,2
(33 $\bar{6}$ 0)	—	0,2	—	0,2	—	0,1
(31 $\bar{4}$ 3)	s—m	{ 5,0	s—m	{ 5,0	s	{ 5,0
(41 $\bar{5}$ 2)	s—m	{ 2,0	s—m	{ 1,7	s	{ 1,3
(42 $\bar{6}$ 0)	s	{ 3,2	s	{ 2,6	s	{ 2,1
(11 $\bar{2}$ 4)	s	{ 0,6	s	{ 0,7	s	{ 0,9
(33 $\bar{6}$ 1)	s	1,7	s	1,4	ss	1,0
(20 $\bar{2}$ 4)	—	0,3	—	0,5	—	0,7
(42 $\bar{6}$ 1)	s	5,1	s	5,1	s	5,1
(51 $\bar{6}$ 0)	—	0,7	—	0,5	—	0,3
(50 $\bar{5}$ 2)	m	7,9	s—m	6,9	s	6,1
(21 $\bar{3}$ 4)	s diff	{ 1,0	ss diff	{ 0,6	—	{ 0,3
(51 $\bar{6}$ 1)	s diff	{ 1,4	s diff	{ 0,3	—	{ 0,0
(32 $\bar{5}$ 3)	s diff	{ 3,6	s diff	{ 2,8	ss—s diff	{ 2,2
(33 $\bar{6}$ 2)	s diff	{ 0,3	s diff	{ 0,1	ss—s diff	{ 0,2

Ein ähnliches Verhalten wurde auch beim Austausch von Titan durch Molybdän bzw. Wolfram in Ti_5Si_3 gefunden. Extrapoliert man auf ein „ Ti_5Pb_3 “ aus der Mischphase $(Ti, Zr)_5Pb_3$ sowie auf Grund der entsprechenden Reihen: $Zr_5(Si \rightarrow Ge \rightarrow Sn \rightarrow Pb)_3$ und $Ti_5(Si \rightarrow Ge \rightarrow Sn \rightarrow Pb)_3$, so gelangt man zu Gitterkonstanten von: $a \sim 8,1_5$ und $c \sim 5,5_5$ $kX \cdot E$. Eine erneute Prüfung des Bereiches: Ti—Pb bei rund 40 At. % Pb führt zu einem ähnlichen Befund wie bei *Farrar* und *Margolin*¹⁶. Allerdings tritt die Phase gemäß „ Ti_2Pb “ nur in sehr geringer Menge auf, welche Feststellung auch für den Dreistoff: Ti—Zr—Pb gilt. Die Phase wird von Ti_4Pb , das im Dreistoff Zirkonium als $(Ti, Zr)_4Pb$ löst, sowie von Blei sehr stark überdeckt. Soweit das Linienmuster dieser „ Ti_2Pb “-Phase erkennbar ist, fällt eine Verwandtschaft mit dem D 8₈-Typ auf.

Während die Ti—Zr—Sn-Legierungen nur schwach reibungspyrophor sind, besitzen jene von Ti—Zr—Pb im Gebiet der D 8₈-Phase diese Eigenschaft in ausgeprägtem Maße.