

Einige neue η -Carbide

Kurze Mitteilung

Von

E. Reiffenstein, H. Nowotny und F. Benesovsky

Aus dem Institut für physikalische Chemie der Universität Wien
und der Metallwerk Plansee AG., Reutte/Tirol

(Eingegangen am 13. Mai 1965)

Ternäre Carbide, Nitride und Oxide, die sich von einem metallischen Wirtgitter herleiten, wurden in jüngster Zeit in zahlreichen Kombinationen beobachtet¹. Niob- und Tantal-haltige Komplexcarbide sind bereits früher von *Kuo* aufgefunden worden², wie z. B. $(V, Ni)_3Nb_3C$ oder $Co_2(Ti, Ta)_4C$, doch hat sich gezeigt, daß auch Metalle der 1 b-Gruppe sowie Metamalle befähigt sind, derartige Phasen mit Ti_2Ni bzw. aufgefülltem Ti_2Ni -Typ zu bilden³. Bei den Dreistoffen: Nb—Al—C und Ta—Al—C besteht die Tendenz zur Bildung von H-Phasen bzw. β -Mn-Carbiden, weshalb der Einfluß von einem weiteren Übergangsmetall oder Metamall auf diese Kombinationen untersucht werden sollte. Zudem wird in der Literatur eine Phase Nb_3Fe_2 angegeben⁴, die möglicherweise geringe Mengen an Nichtmetall enthielt. Das Problem der η -Carbide (Nitride, Oxide) ist auch wegen der Platzbesetzung (γ_1 bzw. γ_2) von einigem Interesse.

Es wurden Ansätze im Bereich von: 44 At% Nb oder Ta; 42 At% Al + (V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu oder Zn) und 14 At% C hergestellt und durch Pulveraufnahmen charakterisiert.

Herstellung der Proben

Pulver der reinen Ausgangskomponenten wurden kalt verpreßt und in einem Rohrofen unter getettertem Argon zur Reaktion gebracht. Die Homogenisierung der so hergestellten Preßlinge erfolgte im Mittel 10 Std. bei 1350° C. Die Proben, welche durch die relativ stürmische Reaktion etwas

¹ *H. Nowotny, W. Jeitschko und F. Benesovsky*, Planseeber. f. Pulvermetallurgie **12**, 31 (1964).

² *K. Kuo*, Acta Met. [London, New York] **1**, 301, 611 (1953).

³ *W. Rieger, H. Nowotny und F. Benesovsky*, Mh. Chem. **95**, 1573 (1964).

⁴ *H. J. Goldschmidt*, Research [London] **10**, 289 (1957).

aufgetrieben waren, hatten metallisches Aussehen. Obige Kombinationen lassen sich jedoch auch durch Heißpressen herstellen. Eine röntgenographische Identifizierung mit Hilfe von Pulveraufnahmen ergab in den meisten Fällen das Vorliegen einer einzigen Phase, die, wie als Beispiel Auswertung in Tab. 1 zeigt, einem komplexen η -Carbid zuzuordnen ist. Tab. 2 vermittelt eine Übersicht über sämtliche aufgefundenen η -Carbid-Phasen, wobei zu be-

Tabelle 1. Auswertung einer Pulveraufnahme von Ta_3CrAl_2C

(hkl)	$10^3 \cdot \sin^2 \theta$ beob.	$10^3 \cdot \sin^2 \theta$ ber.	Intensität beob.
(111)	29,6	29,3	s
(220)	79,7	78,3	s ⁻
(400)	156,5	156,3	m
(331)	185,3	185,6	m ⁺
(422)	235,0	234,4	st
(511)}	263,7	263,7	st ⁺
(333)}			
(440)	312,7	312,6	m
(620)	390,9	390,7	s
(711)}	498,3	498,3	m ⁺
(551)}			
(731)}	576,5	576,3	m
(553)}			
(100)	626,0	625,1	s ⁻
(733)	654,5	654,3	m
(822)}	703,4	703,2	sst
(660)}			
(751)}	733,2	732,5	m
(555)}			
(911)}	809,2	810,5	s
(753)}			
(664)	859,7	859,6	m
(931)	888,6	888,5	ss
(844)	936,5	937,5	s
(755)}	966,2	967,0	sst
(933)}			
(771)}			

merken ist, daß vielfach ein weiter homogener Bereich auftritt. Danach scheint Aluminium ein wichtiger Partner für die Bildung dieser η -Carbide zu sein. Tatsächlich war es nicht ohne weiteres möglich, durch Verringerung des Al-Gehaltes bei Nb—Fe—Al—C sowie bei Nb—Fe—Al das entsprechende Carbid oder das Wirtgitter Nb₃Fe₂ zu erhalten. Danach sieht es so aus, als ob sich das η -Carbid Nb—Fe—Al—C nicht aus der binären Nb—Fe-Phase entwickeln würde. Ähnliches findet man auch bei Nb—Co—Al—C, obgleich bei Nb—Ni—C, also Al-frei angesetzt, eine η -Carbidphase beobachtet wurde. Im übrigen tritt offensichtlich die Erscheinung, wonach zwei verwandte η -Carbide nebeneinander existieren, nicht vereinzelt auf⁵. Ein derartiges Beispiel liegt bei Nb—Ni—Al—C und Ta—Ni—Al—C vor (Tab. 2). Daß es sich hierbei nicht um einen Ungleichgewichtszustand zwischen zwei benachbarten Misch-

⁵ W. Rieger, H. Nowotny und F. Benesovsky, Mh. Chem. 96, 232 (1965).

Tabelle 2. Zusammensetzung und röntgenographische Befunde der untersuchten Legierungen

Ansatz Nb(Me)AlC bzw. Ta(Me)AlC in At%	Me	Struktur	Bemerkung	a in Å
44/(14)/28/14	V	η -Carbid	schwach heterogen	11,7 ₇
44/(14)/28/14	V	η -Carbid	homogen	11,6 ₇
44/(6)/36/14	Cr	η -C	hom.	11,7 ₁
kein Ansatz	Cr	—	—	—
44/(14)/28/14	Cr	η -C	hom.	11,7 ₁
44/(14)/28/14	Cr	η -C	hom.	11,6 ₀
44/(20)/22/14	Cr	η -C	hom.	11,6 ₉
—	Cr	—	—	—
44/(30)/12/14	Cr	η -C	het.	11,6 ₆
—	Cr	—	—	—
44/(6)/36/14	Mn	η -C	hom.	11,7 ₃
44/(6)/36/14	Mn	η -C	hom.	11,6 ₄
44/(14)/28/14	Mn	η -C	hom.	11,6 ₉
44/(14)/28/14	Mn	η -C	hom.	11,6 ₁
44/(20)/22/14	Mn	η -C	hom.	11,6 ₆
44/(20)/22/14	Mn	η -C	schw. het.	11,6 ₀
44/(30)/12/14	Mn	η -C	schw. het.	11,6 ₅
44/(30)/12/14	Mn	η -C + Ta ₂ C	schw. het.	11,5 ₈
44/(6)/36/14	Fe	η -C	schw. het.	11,7 ₂
44/(6)/36/14	Fe	η -C	schw. het.	11,6 ₆
44/(14)/28/14	Fe	η -C	hom.	11,6 ₃
44/(14)/28/14	Fe	η -C	hom.	11,5 ₇
44/(20)/22/14	Fe	η -C	hom.	11,6 ₂
44/(20)/22/14	Fe	η -C	hom.	11,5 ₅
44/(30)/12/14	Fe	η -C	schw. het.	11,5 ₈
44/(30)/12/14	Fe	η -C	schw. het.	11,4 ₈
44/(42)/0/14	Fe	NbC + Laves- phase (C 14)	het.	a = 4,85 ₁ , c = 7,91 ₅ c/a = 1,63 ₂
—	Fe	—	—	—
60/(40)/0/0	Fe	C 14	het.	a = 4,86 ₃ , c = 7,94 ₀ c/a = 1,63 ₂
—	Fe	—	—	—
44/(6)/36/14	Co	η -C	schw. het.	11,7 ₀
44/(6)/36/14	Co	η -C	schw. het.	11,5 ₆
44/(14)/28/14	Co	η -C	schw. het.	11,6 ₂
44/(14)/28/14	Co	η -C	hom.	11,5 ₆
44/(20)/22/14	Co	η -C	schw. het.	11,6 ₀
44/(20)/22/14	Co	η -C	hom.	11,5 ₃
44/(30)/12/14	Co	kein η -C	—	—
44/(30)/12/14	Co	—	het.	—
44/(42)/0/14	Co	kein η -C	—	—
—	Co	—	—	—
44/(6)/36/14	Ni	η -C	schw. het.	11,7 ₃
44/(6)/36/14	Ni	η -C	schw. het.	11,5 ₄
44/(14)/28/14	Ni	2 × η -C	hom.	11,6 ₄ ; 11,5 ₀
44/(14)/28/14	Ni	2 × η -C	hom.	11,5 ₉ ; 11,4 ₅

Tabelle 2 (Fortsetzung)

Ansatz Nb(Me)AlC bzw. Ta(Me)AlC in At%	Me	Struktur	Bemerkung	a in Å
44/(20)/22/14		η -C	hom.	11,5 ₄
44/(20)/22/14	Ni	η -C	hom.	11,5 ₁
44/(30)/12/14		η -C	hom.	11,5 ₅
44/(30)/12/14	Ni	η -C	hom.	11,4 ₉
44/(42)/0/14		η -C + NbC		11,6 ₀
—	Ni	—		—
44/(6)/36/14		η -C	het.	11,7 ₅
—	Cu	—		—
44/(14)/28/14		2 \times η -C		11,5 ₃ ; 11,6 ₉
44/(14)/28/14	Cu	η -C	hom.	11,6 ₂
44/(20)/22/14		2 \times η -C		11,6 ₆ ; 11,5 ₁
—	Cu	—		—
44/(30)/12/14		η -C	schw. het.	11,6 ₃
—	Cu	—		—
44/(14)/28/14		β -Mn Nb ₃ Al ₂ C	het.	7,08 ₂
44/(14)/28/14	Zn	η -C	hom.	11,6 ₃

phasen handelt, erkennt man an der Schärfe der Linien. Eine Diskussion über die Art der Besetzung der Punktlagen erfolgt später.

Diese Arbeit wurde vom US-Government unterstützt, wofür wir danken.