

**Der Einfluß von Vanadin und Niob
auf feste Subcarbidlösungen in den Systemen
Tantal—Wolfram—Kohlenstoff
und Tantal—Molybdän—Kohlenstoff**

Von

C. E. Brukl*

Aerojet Solid Propulsion Company, Sacramento, California

Mit 4 Abbildungen

(Eingegangen am 6. April 1971)

*The Effect of Vanadium and Niobium on the Subcarbide
Solid Solutions in the Tantalum—Tungsten—Carbon and
Tantalum—Molybdenum—Carbon Systems*

The phase equilibria of the pseudo-ternary subcarbide systems $Ta_2C—Mo_2C(W_2C)—V_2C(Nb_2C)$ at 1650 and 2000 °C have been investigated using X-ray powder diffraction films of heat treated samples. The compositional regions in each system where the known disproportionation reaction is expected to occur have been defined as an initial step towards the utilization of these alloys for cutting tools. The subcarbide phases form extended single phase regions in all systems. Alloys from small compositional regions in those systems containing Nb_2C are possible candidates for preliminary cutting tool alloy evaluation.

Röntgenbeugungsfilm von Pulveraufnahmen wärme-behandelter Proben wurden zur Untersuchung der Phasengleichgewichte der pseudo-ternären Subcarbidsysteme $Ta_2C—Mo_2C(W_2C)—V_2C(Nb_2C)$ bei 1650° und 2000 °C herangezogen. Es werden in jedem System die Zusammensetzungsbereiche festgestellt, in denen die bekannte Disproportionierungsreaktion zu erwarten ist. Es ist dies ein erster Schritt, um zu ermöglichen, diese Legierungen zur Herstellung von Schneidewerkzeugen heranzuziehen. In allen Systemen bilden die Subcarbidgephasen ausgedehnte Einphasenbereiche. In den Nb_2C enthaltenden Systemen gibt es Legierungen mit engen Zusammensetzungsbereichen, die möglicherweise als Legierungen für die Erzeugung von Schneidewerkzeugen herangezogen werden können.

* Herrn Prof. H. Nowotny gewidmet.

Einleitung

Die Carbide der Metalle der vierten, fünften und sechsten Neben-
gruppe des Periodensystems sind heutzutage die wichtigsten Ausgangs-
stoffe zur Herstellung von Carbidschneidewerkzeugen. Im Verlaufe
von Phasengleichgewichtsuntersuchungen^{1, 2} in den ternären Systemen
Ta—W—C und Ta—Mo—C wurde man darauf aufmerksam, daß in
jedem dieser beiden ternären Systeme die festen Subcarbidlösungen bei
hoher Temperatur einer Disproportionierungsreaktion in der festen
Phase unterliegen und dabei eine thermodynamisch stabile Mischung
eines Tantalcarbidreichen Monocarbids und einer Wolfram- bzw.
Molybdän-reichen Legierung bilden. Die Struktur dieser dispropor-
tionierten Legierungen ist die einer sehr feinlamellaren Carbidphase in einer
gleich feinlamellaren Metallmatrix. Mit einer solchen Struktur sind diese
Legierungen vielversprechende Materialien für Schneidewerkzeuge.

Vanadin und Niob sind wichtige Zusätze bei der Herstellung von
Schneidewerkzeugen aus Legierungen, die auf anderen hochschmelzenden
Carbiden basieren. Daher wurden Untersuchungen der Phasengleich-
gewichte durchgeführt, um den Einfluß kennenzulernen, den die Zugabe
von Vanadin und Niob (V_2C und Mo_2C) zu den disproportionierenden
festen Lösungen $Ta_2C—Mo_2C$ und $Ta_2C—W_2C$ hat. Insbesondere sollten
die Zusammensetzungsbereiche der pseudoternären Systeme $Ta_2C—$
 $Mo_2C(W_2C)—V_2C$ und $Ta_2C—Mo_2C(W_2C)—Nb_2C$ festgelegt werden,
innerhalb derer die obenerwähnte pseudobinäre Eutektoiddispropor-
tionierungsreaktion erwartungsgemäß ablaufen sollte. Die Kenntnis der
Phasengleichgewichte dieser pseudoternären Subcarbidssysteme bei
hohen Temperaturen ist eine Voraussetzung, will man Legierungen her-
stellen, die diese Disproportionierung zeigen und sich daher möglicher-
weise für die Erzeugung von Schneidewerkzeugen eignen.

Überblick über die neuere Literatur

Rudy, El. Rudy, Benesovsky, Windisch und *Booker*^{3, 4, 5} zeigten, daß
die pseudobinären Paare $Ta_2C—Nb_2C$, $V_2C—W_2C$ und $V_2C—Mo_2C$ von
Zimmertemperatur bis zum Schmelzen eine vollständige Reihe fester
Lösungen bilden. *Rudy, Windisch* und *Brukl*^{1, 2} haben die Paare
 $Ta_2C—Mo_2C$ und $Ta_2C—W_2C$ untersucht. Jedes dieser Paare zeigt
gegenseitige, temperaturabhängige Löslichkeit. Oberhalb 2230 °C
bildet das Paar $Ta_2C—Mo_2C$ eine vollständige Reihe fester Lösungen.
Das Paar $Ta_2C—W_2C$ zeigt das gleiche Verhalten, nur liegt seine kriti-
sche Temperatur bei 2450°. Unterhalb dieser kritischen Temperaturen
trennt eine stabile Mischung von Monocarbid und Metall-Legierung die
beiden entsprechenden Subcarbidlösungen. Die einphasige feste Sub-
carbidlösung disproportioniert sich unter geeigneten Abkühlungs-

bedingungen zu einer feinkörnigen Lamellenstruktur aus Monocarbide und Metall-Legierung. *Rudy, Brukl* und *Windisch*^{6, 7} haben die pseudo-binären Paare $\text{Nb}_2\text{C}—\text{Mo}_2\text{C}$ und $\text{Nb}_2\text{C}—\text{W}_2\text{C}$ untersucht. Keines dieser beiden Paare bildet eine vollständige Reihe fester Lösungen. Die Bildung einer solchen Reihe wird durch das Auftreten einer stabileren zwei-phasigen Mischung (und deren assoziierten Dreiphasenfeldern) von Monocarbide und Metall-Legierung unterbrochen. Dieses Verhalten zeigt sich von Raumtemperatur bis zum Schmelzen. Die Löslichkeit von Mo_2C und W_2C in NbC bei 1800°C ist ein Metallaustausch von etwa 4–5 Atomprozent, der Austausch von Niob in Mo_2C und W_2C bei dieser Temperatur hingegen geht bis etwa 25 At%. *Rudy* und *Booker*⁸ haben festgestellt, daß Ta_2C und V_2C oberhalb 1500°C eine vollständige Reihe fester Lösungen bilden. Unterhalb dieser Temperatur besteht eine Mischungslücke zwischen den beiden Subcarbidlösungen.

Experimentelle Vorgangsweise

Die pseudoternären Schnitte der Subcarbide wurden an Proben untersucht, die aus vorher bereiteten Subcarbide-Vorlegierungen erzeugt wurden. Die Subcarbide von Tantal, Niob, Molybdän, Wolfram und Vanadin wurden aus den elementaren Metallen und Graphitpulvern bereitet. In Tab. 1 sind die Teilchengrößen, die Verunreinigungen, die Gitterparameter und die Herkunft der verwendeten Pulver zusammengestellt.

Die Herstellung der Ausgangssubcarbide ist bei allen Materialien gleich. Geringe Unterschiede gibt es nur bei den Sintertemperaturen und den Sinterdauern der einzelnen Stoffe.

Das betreffende Metallpulver und der Graphit wurden eingewogen und in einer Kugelmühle gut vermischt. Eine äther. Campherlösung wurde als Binder zugegeben und das Pulver in kleine Ziegel gepreßt. Die Ziegel wurden in einem Graphittopf in einen Kohlenrohrföfen eingebracht. Nachdem der Ofen mehrmals mit Helium gespült worden war, wurden die Ziegel auf etwa 150°C im Vak. erhitzt, um den Campher zu entfernen. Dann ließ man die Ausgangsstoffe unter He bei etwa 1300°C reagieren. Nach dem Ende der leicht exothermen Reaktion wurden die Proben 2–3 Stdn. bei 1500 bis 1850°C gesintert. Die gesinterten Ziegel wurden zerbrochen, in einer Kugelmühle gemahlen und gesiebt, bis die Teilchengröße kleiner als $60\ \mu$ war. Dann wurden die Pulver durch direkte Kohlenstoffbestimmung und durch Überprüfung ihrer *Debye—Scherrer*-Aufnahmen auf ihren Kohlenstoffgehalt untersucht (Tab. 2).

Durch Zugabe der entsprechenden Menge des jeweiligen Metalls und anschließendes gutes Mischen wurden die Legierungen auf den dem Subcarbide entsprechenden stöchiometrischen Kohlenstoffgehalt gebracht. Im Falle des Vanadinsubcarbids wurde das Metall jeweils erst unmittelbar vor der Bereitung der endgültigen Probe zugesetzt, um — soweit wie möglich — Verunreinigung durch Luftoxidation auszuschließen.

Die Legierungen für die Wärmebehandlung wurden durch Heißpressen der Vor-subcarbide hergestellt. Dies geschah mit den gut durchgemischten Pulvern in Graphitmatrizen bei etwa 1500°C . Die heißgepreßten Plätzchen wurden an der Oberfläche gereinigt, um die äußere, durch den Kontakt mit

der Graphitmatrix entstandene Carbidsschicht zu entfernen. Die gereinigten Proben wurden in Tantalröhren unter He 25 Std. bei 2000 °C, dann 31 Std. bei 1650 °C wärmebehandelt.

Bei den V_2C enthaltenden Proben wurde ein Wolframgefäß verwendet, um die mögliche Bildung tiefschmelzender Eutektika durch Kontakt mit den Tantalgefäßen zu vermeiden. Nach jeder Wärmebehandlung wurden Teile der wärmebehandelten Proben nach der *Debye—Scherrer*-Methode röntgenographisch untersucht.

Alle in unseren Bildern auftretenden Beugungslinien dieser ternären Legierungen mit einem Kohlenstoffgehalt von 33,3 At%, d. h., die der Metall-, der Monocarbid- und der Subcarbidphase, waren bekannt. Fast alle hexagonal dicht gepackten Subcarbid-Beugungsmuster wurden gemessen, um durch Berechnung der Zellvolumina die Zusammensetzungen der koexistierenden Phasen in den Dreiphasengebieten und die isoparametrischen Verbindungen im einphasigen Subcarbidbereich näherungsweise zu erhalten. Von jedem pseudoternären System wurden 15 bis 35 individuelle Proben hergestellt. Die Filme wurden mit einem Siemens-Kirem-Koinzidenzmaßstab mit einem Mikrometerzusatz (0,01 mm Skalenteilung) ausgemessen.

Ergebnisse

Obwohl sich sowohl die festen Lösungen der $(Ta,W)_2C$ - als auch der $(Ta,Mo)_2C$ -Subcarbide disproportionieren, haben die beiden Reaktionen eine verschiedene Kinetik und verschiedene Enthalpieänderungen, wie man mittels Differentialthermoanalyse (*DTA*) festgestellt hat^{1, 2}. Im Falle von $(Ta,W)_2C$ verläuft die Disproportionierungsreaktion mit hinreichend großer Geschwindigkeit und führt auf Grund der Disproportionierungswärme zu einem gut erkennbaren exothermen *DTA*-Signal. Im Falle von $(Ta,Mo)_2C$ jedoch ist die Disproportionierung oft unvollständig und das sich ergebende *DTA*-Signal oft nicht gut ausgeprägt. Da von *DTA*-Messungen keine zuverlässigen Ergebnisse zu erwarten waren, mußte sich die Untersuchung dieser pseudoternären Legierungen hauptsächlich auf die Analyse der Röntgenpulveraufnahmen der wärmebehandelten Proben stützen. Obwohl diese Untersuchungen bei zwei Temperaturen, nämlich bei 1650° und 2000 °C, durchgeführt wurden und Temperaturschnitte der Phasengleichgewichte für beide Fälle ermittelt wurden, werden hier nur die Schnitte bei 2000 °C behandelt, da in jedem der untersuchten Systeme die beiden Schnitte einander stark ähnelten.

Das pseudoternäre System $Ta_2C—Nb_2C—Mo_2C$

Abb. 1 zeigt die Phasengrenzen bei 2000 °C, die experimentell bestimmten isovolumetrischen Elementarzellenparameter der einphasigen Subcarbidgebiete und die Konoden einzelner dreiphasiger Proben, aus denen man die Zusammensetzung koexistenter Subcarbidphasen ersehen kann. Da das Paar $Nb_2C—Mo_2C$ im festen Bereich keine vollständige Mischbarkeit zeigt, erstreckt sich der zweiphasige Monocarbid—

Tabelle 1. Teilchengröße, Verunreinigungen, Gitterparameter Pulver-

Element	Verunreinigungen												
	Ti	Zr	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Fe	Co	Ni	H	O
Ta				50	—				28			140	440
Nb	100	200		—	492		100	120	50			29	1125
Mo						30	—	100	100	10	20		900
W							25	—			10		370
V			—						390			42	2000
C (Graphit)	4		Sp						40				

Metall-Bereich über alle Ta_2C -Zusammensetzungen und gesellt sich so zum gleichfalls zweiphasigen Bereich des pseudobinären Systems Ta_2C-Mo_2C .

Tabelle 2. Analysenergebnisse der Subcarbid-Vorlegierungen

Material	Atomprozent Kohlenstoff	Qualitative Aussagen der Röntgenanalysen
Ta_2C	33,5	Ta_2C , einphasig
Nb_2C	33,3	Nb_2C , einphasig
W_2C	34,5	W_2C , Spur WC
Mo_2C	33,6	Mo_2C , einphasig
V_2C	35,6	V_2C , etwas VC

In den einphasigen Subcarbidbereichen wurden bei der Berechnung und der Lagebestimmung einiger isovolumetrischer Linien der Elementarzellen kleinere kompensierende Korrekturen vorgenommen. Da nämlich die genaue Lage der einphasigen Subcarbidbereiche in den zugrunde liegenden ternären Systemen $Me_I-Me_{II}-C$ von der Kohlenstoffkonzentration, dem Metallaustausch und der Temperatur abhängt, haben die untersuchten pseudoternären Subcarbidkombinationen ihre einphasigen Bereiche nicht notwendigerweise genau bei 33,3 At% C. Deshalb zeigten die Röntgenaufnahmen einiger Proben (die alle bei der nominellen Zusammensetzung von 33,3 At% C gemacht wurden) das Vorliegen geringer Mengen der Monocarbidphase, was darauf hinweist, daß wegen des Zurückweichens der Kohlenstoff-reichen Grenze der Subcarbidphase zu geringeren Kohlenstoffgehalten in diesen quaternären Legierungen, die Proben (bei 33,3 At% C) in Wahrheit in dem Zweiphasenbereich Subcarbid—Monocarbid zu liegen kamen. Dies war an

und Herkunft der verwendeten Ausgangsstoffe (Elemente in form

in ppm									Teilchen- größe (μ)	Gitter- parameter, Å	Liefer- firma
N	C	Al	Si	Cd	Ca	Mg	S	Asche			
60	50								44	3,304	Wah Chang
24	84								74	3,300	Fansteel
		15	80	10					44	3,147	Wah Chang
	27	10							44	3,164	Wah Chang
660	520		700						44	3,042	Oregon Met. Corp.
		8	46		44	2	110	800	44	—	National Carbon

sich nicht irreführend bei der Interpretation der pseudoternären Subcarbidgegleichgewichte, weil das echte Kriterium für die Lagebestimmung des dreiphasigen Bereichs neben dem einphasigen Subcarbidgebiet das Vorliegen von sowohl Monocarbidge als auch Metall gemeinsam mit der Subcarbidgephase ist. Trotzdem führte die numerische Berechnung der Gitterparameter dieser „quasi“ einphasigen-(d. h. etwas Monocarbidge enthaltenden) Subcarbidge zu verschiedenen Ergebnissen, was auf die Verteilung der Konoden der koexistenten Monocarbidge- und Subcarbidgephasen zurückzuführen ist. Da bekanntlich die Stabilität der Monocarbidge im Periodensystem in der Reihe $VIa < Va < IVa$ abnimmt, enthalten die Monocarbidgegemischkristalle, die mit den Subcarbidge im Gleichgewicht stehen, in der Reihenfolge $IVa > Va > VIa$ steigende Mengen Metall und umgekehrt sind die Subcarbidge demnach in der Reihenfolge $VIa > Va > IVa$ mit Metall angereichert. Gleiche Änderungen beobachtet man auch in jeder Gruppe für sich. Diese Tatsachen führen dazu, daß die gemessenen Gitterparameter der Subcarbidge in Monocarbidge enthaltenden Legierungen eher kleiner sind als die tatsächlichen Werte in den entsprechenden Einphasenlegierungen des proportional gleichen Metallgehalts. Diese Überlegungen wurden nicht nur im System $Ta_2C-Nb_2C-Mo_2C$, sondern auch bei allen anderen Kombinationen berücksichtigt, als die Linien isovolumetrischer Elementarzeldimension berechnet wurden.

Das pseudoternäre System $Ta_2C-Nb_2C-W_2C$

Die in Abb. 2 dargestellten Phasengegleichgewichte, isovolumetrischen Elementarzeldimensionen und Konoden zeigen das Vorliegen von koexistenten Subcarbidgezusammensetzungen in den dreiphasigen Be-

reichen Metall + Monocarbide + Subcarbide. Die Meßtemperatur ist 2000 °C.

Im pseudoternären System $Ta_2C-Nb_2C-W_2C$ gleichen bei 2000 °C die Phasengleichgewichte denen im pseudoternären System $Ta_2C-Nb_2C-Mo_2C$. Geringe Unterschiede in der Konfiguration der

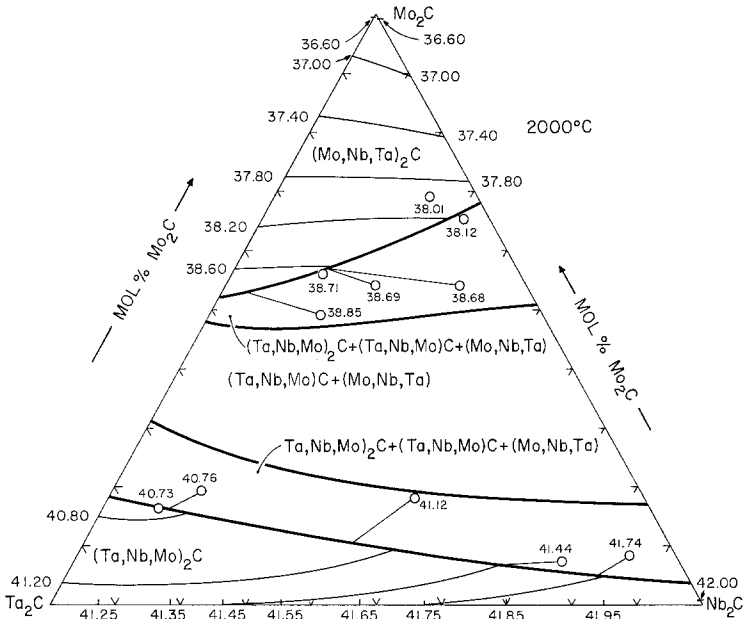


Abb. 1. Ta—Mo—Nb—C. Phasengleichgewicht des pseudoternären Systems $Ta_2C-Mo_2C-Nb_2C$ bei 2000 °C. Außerdem, mit Ziffern bezeichnet, die Dimensionen der isovolumetrischen Elementarzellen (\AA^3) und die Konoden der koexistenten Subcarbidgezusammensetzungen

Phasengrenzen kommen von den Verschiedenheiten in den gegenseitigen Löslichkeiten der pseudobinären Subcarbide. Wie man sieht, verlaufen die Linien isovolumetrischer Elementarzellendimensionen in beiden Systemen annähernd gleich.

Das pseudoternäre System $Ta_2C-V_2C-Mo_2C$

Die Konfiguration der Phasengleichgewichte dieses pseudoternären Systems bei 2000 °C unterscheidet sich wesentlich von den beiden vorhergehenden Systemen. Abb. 3 gibt für 2000 °C die Phasengleichgewichte und die isovolumetrischen Elementarzellendimensionen des pseudoternären Systems $Ta_2C-V_2C-Mo_2C$ wieder.

Da V_2C und Mo_2C bei allen Temperaturen eine kontinuierliche Reihe fester Lösungen bilden, zeigt das Phasengleichgewicht des pseudoternären

Systems $Ta_2C—V_2C—Mo_2C$ genau an, wieviel V_2C die festen Lösungen $(Ta,Mo)_2C$ und $(Mo,Ta)_2C$ bei $2000\text{ }^\circ C$ aufnehmen können, ehe die auf der festen Subcarbidlösung im ternären $Ta—Mo—C$ -System beruhende Disproportionierungsreaktion

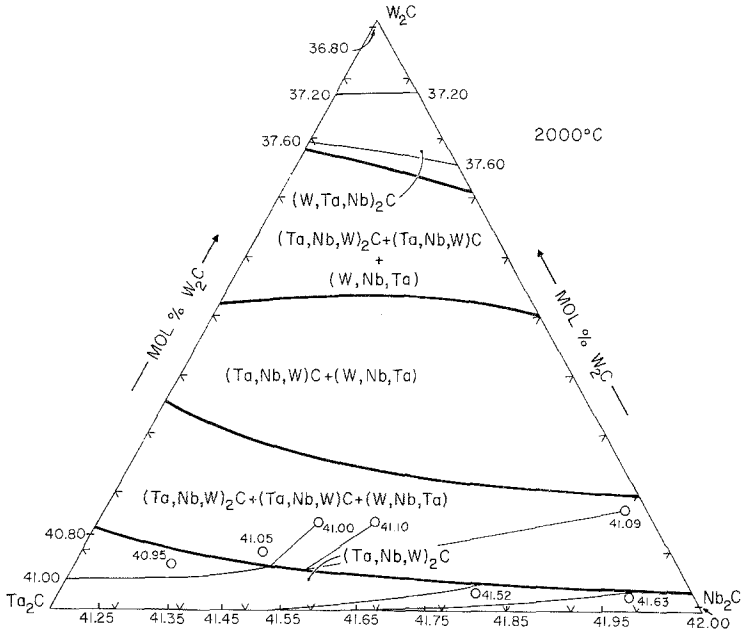
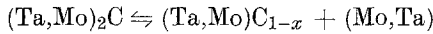


Abb. 2. $Ta—W—Nb—C$. Phasengleichgewicht des pseudoternären Systems $Ta_2C—W_2C—Nb_2C$ bei $2000\text{ }^\circ C$. Außerdem, mit Ziffern bezeichnet, die Dimensionen der isovolumetrischen Elementarzellen (Å^3) und die Konoden der koexistenten Subcarbidgezusammensetzungen

zugunsten der stabileren festen Subcarbidlösung $(Ta,Mo,V)_2C$ unterdrückt wird. Gegen höhere Temperaturen zieht sich das zweiphasige Gebiet Metall—Monocarbide im pseudoternären Subcarbidsystem offensichtlich immer mehr in Richtung zur pseudobinären Seite $Ta_2C—Mo_2C$ zurück und verschwindet schließlich, wenn bei $2230\text{ }^\circ C$, der kritischen Temperatur der pseudobinären Mischungslücke des pseudoternären Systems, zur Gänze einphasiges Subcarbide wird.

Das pseudoternäre System $Ta_2C—V_2C—W_2C$

Das Phasengleichgewicht dieses Systems bei $2000\text{ }^\circ C$ ähnelt stark dem des Systems $Ta_2C—V_2C—Mo_2C$ im vorhergehenden Abschnitt. V_2C bildet wiederum eine vollständige Reihe fester Lösungen mit W_2C . Der

Hauptunterschied liegt in der Größe der zwei- und dreiphasigen Mischungslücken, die sich in den pseudoternären Bereich erstrecken. Im System $Ta_2C-V_2C-W_2C$ ist die Mischungslücke im pseudoternären Bereich größer, und zwar vor allem deswegen, weil die gegenseitigen Löslichkeiten des Ta_2C-W_2C -Paares, die bei $2450^\circ C$ eine einphasige feste

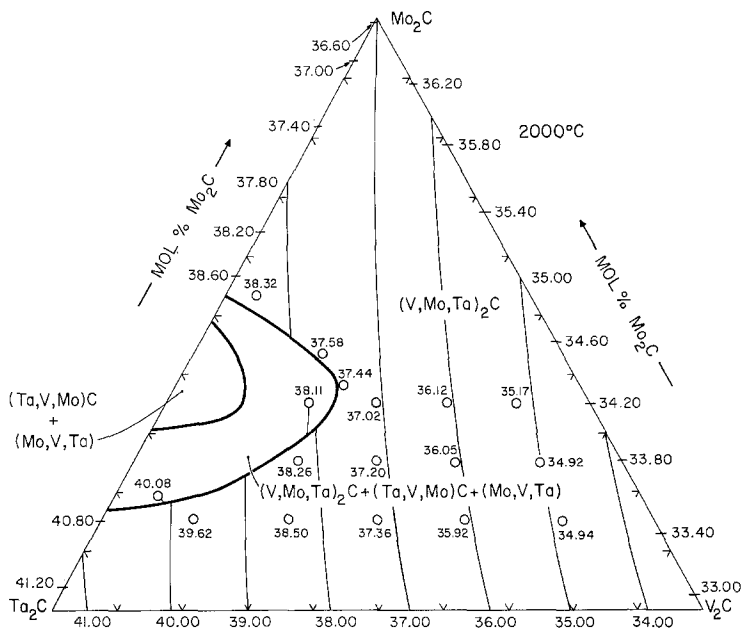


Abb. 3. $Ta-Mo-V-C$. Phasengleichgewicht des pseudoternären Systems $Ta_2C-Mo_2C-V_2C$ bei $2000^\circ C$. Außerdem, mit Ziffern bezeichnet, die Dimensionen der isovolumetrischen Elementarzellen (\AA^3) und die Konoden der koexistierenden Subcarbidgezusammensetzungen

Subcarbidge lösen, geringer sind. Auch das pseudoternäre System $Ta_2C-V_2C-W_2C$ wird bei dieser Temperatur zu einer einphasigen festen Subcarbidge (Ta,V,W) $_2C$.

Abb. 4 zeigt für $2000^\circ C$ das Phasengleichgewicht und die isovolumetrischen Elementarzeldimensionen des Systems $Ta_2C-V_2C-W_2C$.

Diskussion und Schluß

Die Phasengleichgewichte der Systeme $Ta_2C-Nb_2C-W_2C$ und $Ta_2C-Nb_2C-Mo_2C$, die bei $2000^\circ C$ eine gleichartige Charakteristik zeigen, wurden bei Temperaturen über $2000^\circ C$ noch nicht untersucht. Trotzdem steht fest, daß sich die Mischungslücken in den pseudobinären Systemen Ta_2C-W_2C und Ta_2C-Mo_2C schließen werden, und zwar

sollte das bei Temperaturen geschehen, die nahe den niedrigsten Schmelzpunkten der pseudobinären Systeme Nb_2C-W_2C bzw. Nb_2C-Mo_2C liegen. Offen bleibt die Frage, wie weit sich der Bereich der Schmelze von den pseudobinären Seiten Nb_2C-W_2C bzw. Nb_2C-Mo_2C in den pseudoternären Bereich in Richtung auf die Seiten Ta_2C-W_2C bzw. Ta_2C-Mo_2C erstreckt, wenn die Temperaturen etwas über den Schmelz-

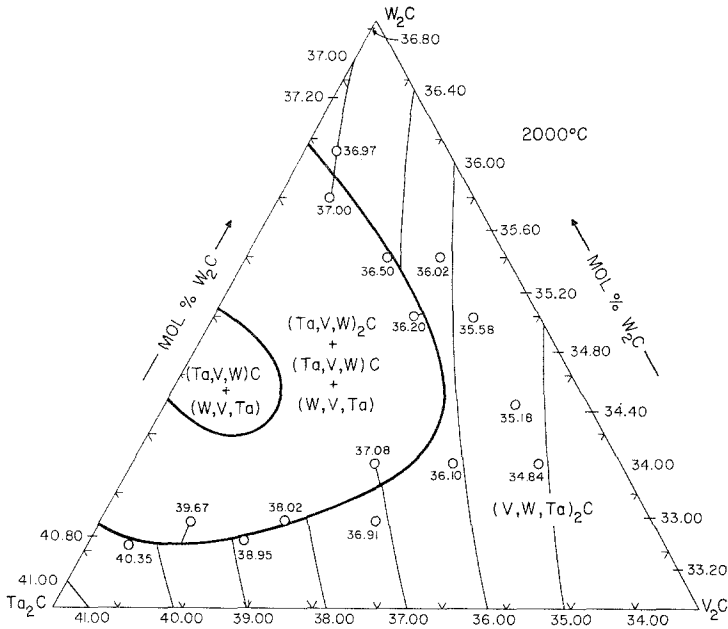


Abb. 4. Ta—W—V—C. Phasengleichgewicht des pseudoternären Systems $Ta_2C-W_2C-V_2C$ bei $2000^\circ C$. Außerdem, mit Ziffern bezeichnet, die Dimensionen der isovolumetrischen Elementarzellen (\AA^3) und die Konoden der koexistenten Subcarbidgehaltungen

punkten der niedriger schmelzenden pseudobinären Seite liegen. Es wäre also nötig, in der Nähe der pseudobinären Seiten Ta_2C-Mo_2C und Ta_2C-W_2C im pseudoternären Gebiet Schmelzpunkte zu bestimmen, bevor man versucht, diese Legierungen bei diesen Temperaturen zu homogenisieren, was ein notwendiger Schritt bei der Herstellung der gewünschten disproportionierten Struktur für die Schneidwerkzeuge ist. Es ist zu erwarten, daß der aus der Schließung der Mischungslücken in den pseudobinären Systemen Ta_2C-Mo_2C und Ta_2C-W_2C resultierende Subcarbidgebiet nicht sehr weit in den pseudoternären Bereich reichen wird, wenn man die Temperatur erhöht, sondern daß vorher Legierungen bei diesen pseudoternären Zusammensetzungen schmelzen. Falls überhaupt, so dürften sich Legierungen, die etwa zehn Molprozent

oder etwas mehr Nb_2C bei annähernd gleichen Mengenverhältnissen Ta_2C-Mo_2C oder Ta_2C-W_2C enthalten, zu einphasigem Subcarbid umwandeln lassen, bevor Schmelzen eintritt. Die resultierenden disproportionierten Monocarbid + Metall-Legierungen dürften für Schneidewerkzeuge gut geeignet sein. Die Disproportionierung des einphasigen Subcarbids zu einer feinen lamellaren Struktur von Monocarbid- und Metallphasen sollte mit technisch brauchbarer Geschwindigkeit vor sich gehen, da die Paare Nb_2C-W_2C und Nb_2C-Mo_2C eine zusätzliche Tendenz zeigen, keine vollständigen festen Lösungen zu bilden. Aus analogen Überlegungen folgt andererseits, daß auf Ta_2C-Mo_2C und Ta_2C-W_2C basierende Legierungen, die übergroße Mengen V_2C enthalten, keine günstigen Geschwindigkeiten der Disproportionierung zeigen, da V_2C die Fähigkeit hat, sowohl mit Mo_2C als auch W_2C eine vollständige Reihe von festen Lösungen zu bilden.

Die Arbeit wurde von dem Air Force Materials Laboratory, Ceramics and Graphite Branch, Wright-Patterson Air Force Base, Dayton, Ohio, gefördert.

Literatur

- ¹ *E. Rudy*, Tech. Report AFML-TR-65-2, 2. Teil, Bd. VIII (März 1966).
- ² *E. Rudy*, *St. Windisch* und *C. E. Brukl*, Tech. Report AFML-TR-65-2, 2. Teil, Bd. XVII (Dezember 1967).
- ³ *P. Booker* und *E. Rudy*, Tech. Report AFML-TR-69-117, 3. Teil (1969).
- ⁴ *E. Rudy*, *F. Benesovsky* und *Elisabeth Rudy*, *Mh. Chem.* **93**, 693 (1962).
- ⁵ *E. Rudy*, *Elisabeth Rudy* und *F. Benesovsky*, *Planseeber. Pulvermetallurg.* **10**, 42 (1962).
- ⁶ *E. Rudy*, *C. E. Brukl* und *St. Windisch*, AFML-TR-65-2, 2. Teil, Bd. XV (Juli 1967).
- ⁷ *E. Rudy*, Tech. Report AFML-TR-65-2, 2. Teil, Bd. XVIII (Januar 1969).
- ⁸ *E. Rudy* und *P. Booker*, Unveröff. Ergebnisse aus dem Material Research Laboratory, Aerojet-General Corporation.